

Ф. Ф. ХИМУШИН

ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

**ВТОРОЕ ПЕРЕРАБОТАННОЕ
И ДОПОЛНЕННОЕ ИЗДАНИЕ**



**ИЗДАТЕЛЬСТВО „МЕТАЛЛУРГИЯ“
Москва 1969**

Жаропрочные стали и сплавы. ХИМУШИН Ф. Ф. Изд-во «Металлургия», 1969, 2-е изд., 752 с.

В книге подробно рассмотрены механические свойства жаропрочных сталей и сплавов при комнатной и высокой температурах, влияние легирующих элементов на структуру и фазовый состав, методы термической, горячей обработки давлением и способы производства сплавов. Рассмотрены жаропрочные сплавы на железной, никелевой и кобальтовой основах, а также ряд тугоплавких металлов (W, Mo, Nb, Ta, Re, Cr) и их сплавы. Приведены данные по стойкости этих сплавов в условиях действия газовой коррозии при высоких температурах. Обобщен опыт применения окалиностойких и жаропрочных сталей и сплавов. Уделено внимание также и основным зарубежным жаропрочным сталям и сплавам.

Описаны свойства сплавов при температурах глубокого холода, стойкость их в условиях ядерного облучения, физические свойства при различных температурах, сделаны дополнения по химико-термической обработке и термической обработке сталей и сплавов в вакууме и защитных средах.

Илл. 425. Табл. 216. Библ. 505 назв.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	8
Глава I. Классификация сталей и сплавов	11
Глава II. Характеристики механических и физических свойств сплавов	15
Механические свойства при высоких температурах	15
Твердость при высоких температурах 22. Механические свойства, получаемые при кратковременных высокотемпературных испытаниях 26. Ползучесть 33. Длительная прочность 51. Влияние циклических нагревов (теплосмен) и нагрузок на жаропрочность сплавов 69. Влияние циклических нагревов на растрескивание и коробление 78. Усталость сплавов и сталей при высоких температурах 89. Релаксация напряжений 99	
Механические свойства сталей и сплавов при температурах глубокого холода	108
Некоторые физические свойства	111
Глава III. Влияние деформации на свойства жаропрочных сплавов	118
Влияние наклепа на свойства жаропрочных сталей и сплавов	118
Влияние поверхностного наклепа на свойства и эксплуатационную стойкость деталей 121. Влияние термической обработки на остаточные напряжения 125. Влияние полугорячего наклепа 126	
Влияние термомеханической обработки на свойства жаропрочных сплавов	127
Влияние высокотемпературной термомеханической обработки 127. Термомеханическая обработка на полигонизацию 130	
Глава IV. Влияние величины зерна на жаропрочность сплавов	131
Глава V. Влияние легирования на параметры диффузии металлов и сплавов	138
Глава VI. Влияние легирующих элементов на жаропрочность аустенитных сталей	148
Влияние никеля 155. Влияние марганца 158. Влияние хрома 159. Влияние молибдена 161. Влияние углерода 161. Влияние азота 162. Влияние вольфрама 162. Влияние ванадия 163. Влияние титана 164. Влияние ниобия 164. Влияние бора, циркония, кальция и редкоземельных элементов на жаропрочность аустенитных сталей 165	
Глава VII. Окалиностойкие стали и сплавы	167
Окалиностойкие хромоникелевые стали	167
Хромоникелевые стали типа 23-18 и 25-20 174. Стали типа 25-20 с повышенным содержанием кремния 175. Хромоникелевая сталь типа 18-25 с 2% Si (ЭЯЗС) 176. Сталь типа 20-14 с 2,5% Si (X20N14C2) 176. Хромоникельмарганцевая сталь типа 24-16-6 с азотом (ЭИ835) 176. Хромоникелевые сплавы	

типа 15-35, 20-35 и др. 177. Сталь марки ХН38ВТ (ЭИ703) 177. Хромоникельмолибденовольфрамовая сталь с ниобием марки ЭП126 (ВЖ100) 180

Окалиностойкие сплавы на никелевой основе

Структура сплавов системы никель—хром 183. Никельхромистые сплавы типа Х20Н80 и Х15Н60 185. Никельхромистый сплав ХН78Т (ЭИ435) 188. Никельхроможелезный сплав типа 75-15-7 (ЭИ418) 192. Сплав ЭИ602 193. Никельхромоалюминиевые сплавы типа 70-27-3 194. Сплав ХН70Ю (ЭИ652) 195. Никельхроможелезный сплав ЭИ559А 196. Никельхромтитановый сплав ЭИ442 196. Никельхромовольфрамовый сплав типа 60-25-14 (ВЖ-98, ЭИ868) 197. Нихромы типа 50-50 и 40-60 198

181

Глава VIII. Свойства низкоуглеродистых легированных хромоникелевых аустенитных сталей

200

Сталь 1Х16Н13Б (ЭИ724) 200. Сталь типа 1Х14Н16Б (ЭИ694) 204. Сталь Х14Н16БР (ЭИ694Р) 204. Сталь Х14Н18В2Б (ЭИ695) 206. Сталь Х14Н18В2БР (ЭИ695Р) 206. Сталь 1Х14Н14В2М (ЭИ257) 206. Сталь Х14Н14В2МТ (ЭИ257Т) 208. Сталь Х14Н18В2БР1 (ЭИ726) 208. Хромоникельмолибденониобиевая сталь типа 16-13-2-1 марок ЭИ405 и ЭИ680 208. Хромоникельмолибденониобиевая сталь типа 18-14-2-1 (ЭИ403) 209. Сталь 1Х16Н14В2БР (ЭП17) 209. Сталь 3Х19Н9МВБТ (ЭИ572) 209. Сталь Х16Н16МВ2БР (ЭП184) 211. Хромоникельмолибденовая сталь типа 16-25-6 с азотом (ЭИ395) 211. Хромоникелькобальтовая сталь ХН10К (ЭИ434) 215

Глава IX. Жаропрочные стали с карбидным упрочнением

217

Свойства карбидных, нитридных и других фаз выделения

217

Характеристика карбидных фаз жаропрочной стали

218

Карбиды типа *MeC* 220. Влияние условий закалки и старения на свойства жаропрочных сталей с карбидным упрочнением 223

Глава X. Свойства некоторых жаропрочных сталей с карбидным упрочнением

237

Хромоникельвольфрамовая сталь типа 14-14-В2М 237. Хромоникельвольфрамовая сталь с кремнием марки Х14Н14СВ2М (ЭИ240) 242. Хромомарганцевоникелевая сталь 14-8-6 (ЭИ388) 243. Хромомарганцевоникелевая сталь типа 13-8-8-V-Mo-Nb (ЭИ481) 244. Хромомарганцевоникелевая сталь типа 13-8-5 (ЭИ734) 252. Хромомарганцевоникелевые сложнолегированные стали ЭИ526, ЭИ551, ЭИ552, ЭИ589 и ЭИ590 252. Сталь типа 2Х18Н13Ф (ЭИ729) 253. Хромоникелевая сталь 1Х19Н19В2М2Б (ЭП399) 253

Глава XI. Жаропрочные стали с интерметаллидным упрочнением

254

Структура и фазовый состав жаропрочных сталей с интерметаллидным упрочнением 254. Сталь Х12Н20ТЗР (ЭИ696 и ЭИ696А) 282. Сталь Х12Н22ТЗМР (ЭИ696М или ЭП33) 291. Хромоникельтитанистая сталь Н36ХТЮ (ЭИ702) 296. Сталь Н36ХТЮМ8 298. Хромоникельтитанистая сталь ХН35ВТЮ (ЭИ787) 299. Сталь ХН35ВМТР (ЭИ692) 303. Хромоникельтитанистая сталь ХН35ВТР (ЭИ725) 303. Сталь Х15Н30ВМТ (ЭП437, ВЖ102) 303. Сталь ЭИ725А (ЭП164) 307. Сталь ХН35ВТ (ЭИ612) 307. Хромоникельтитаноалюминиевая

сталь ЭП105 308. Хромоникелевые аустенитные стали с высоким содержанием бора (0,3—0,7%) 311

- Глава XII. Зарубежные хромоникелевые и хромомарганцевые жаропрочные стали** 313
- Сложнолегированные жаропрочные стали, упрочняемые наклепом 314. Хромоникелевая сталь типа 19-9-Mo-W-Nb-Ti (19-9-DL) 314. Хромоникельмарганцевая сталь типа 22-4-9-N-C коррозионностойкая жаропрочная нержавеющая 320. Хромомарганцевомолибденовая сталь типа 12-18-3-V-B (AF-71) 320
- Глава XIII. Зарубежные жаропрочные стали с интерметаллидным упрочнением** 322
- Хромоникельтитанистая сталь А-286 322. Хромоникельтитанистая сталь W-545 или V-57 324. Хромоникельтитанолибденовая сталь инко-901 326. Железоникельхромистый сплав D-979 327
- Глава XIV. Литейные жаропрочные стали** 329
- Стали ЛА1, ЛА4, ЛА5 335. Стали ЛА3 и ЛА6 336. Хромоникельтитанистая сталь ВЖ36-Л3 336. Сталь Х12Н22ТЗМРЛ (ЭИ696МЛ) 336. Хромоникельвольфрамовая сталь типа 22-11-2,5 336. Сталь типа 25-45-8-W марки ВЛ7-45У 338. Сталь ВЛ7-20 339. Сталь ВЖЛ-10 339
- Глава XV. Жаропрочные сплавы на никелевой основе** 340
- Влияние легирования на жаропрочность 340. Влияние титана и алюминия на структуру и фазовый состав никелевых сплавов 344. Влияние углерода 357. Влияние кобальта 359. Влияние железа 360. Влияние молибдена, вольфрама, ниобия, кремния и рения 361. Влияние добавок бора, кальция, бария, церия и циркония на жаропрочность никелевых сплавов 365. Влияние вредных примесей (свинца, олова, сурьмы, серы) на жаропрочность никелевых сплавов 367
- Глава XVI. Свойства жаропрочных сплавов на никелевой основе** 371
- Никельхромтитанистые сплавы марок ХН77ТЮ (ЭИ437, ЭИ437А) и ХН77ТЮР (ЭИ437Б) 382. Сплав ХН70ВМТЮ (ЭИ617) 396. Сплав ЭИ826 (ЭИ617АБ) * 400. Сплав ЭП539 404. Сплав ЭИ929 405. Сплав ЭП57 407. Сплав ЭП220 409. Сплав ХН70МВТЮБ (ЭИ598) 410. Сплав ЭИ698 410. Сплав ХН80ТБЮ (ЭИ607 и ЭИ607А) 416. Сплав ХН70ВМЮТ (ЭИ765) 416. Сплав ХН60МВТЮ (ЭП487) 419. Сплав ХН67ВМТЮ (ЭИ445Р, ЭП202) 422. Сплав ЭП460 424. Сплав ХН65ВМТЮ (ЭИ893) 425. Дисперсионно-твердеющие сплавы с высоким содержанием W+Mo или W+Mo+Ni 428. Сплавы ЭП404 и ЭП454 432. Сплав ХН75ВМФЮ (ЭИ827) * 433. Сплав ЭИ828 433. Сплав ЭИ867 * 435. Сплав ЭП109 (ЭИ867А) * 438. Сплав ЭП238 439. Никельхромоалюминиевый сплав ЭИ766 441
- Глава XVII. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе** 443
- Структура и свойства литейных сплавов на никелевой основе 450
- Свойства отдельных марок литейных жаропрочных сплавов на никелевой основе 455
- Сплав ЖСЗ (ЭИ618) 457. Сплав ВЖ36-Л1 457. Сплав АНВ-300

458. Сплав ЖС6 458. Сплав ЖС6К 460. Сплав ВЖЛ8 463. Сплавы ЖСЗД и ДК 464. Сплав ВЖ36-Л2 464. Сплав ХН70ВМЮТЛ (ЭИ765Л) 464. Сплав ХН65ВМТЮ (ЭИ893Л) 464. Сплав ЭИ857 (Л-114) 465. Сплав ХН67ВМТЮ (ЭП202) 465

Глава XVIII. Зарубежные жаропрочные сплавы на никелевой основе	466
Сплав нимоник 75 478. Сплавы нимоник 80А, 90, 95, 100, 105, 115 478. Сплав инконель Х 483. Сплав инконель 700 485. Сплав рене 62 485. Сплав инконель 702 487. Сплав инколой Т 487. Сплав инконель 718 488. Сплав АF-1753 (юнitemп) 488. Сплав уаспалой 489. Сплав удимет 500 (юнitemп 500) 491. Сплав удимет 700 491. Сплав инконель Х-750 493. Сплав рене 41 493. Никельалюминиевые сплавы 497. Никельмолибденовые и никельхромомолибденовые сплавы 499	
Глава XIX. Зарубежные литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе	504
Американские жаропрочные литейные сплавы 507. Английские литейные жаропрочные сплавы 509. Литейный нихром типа 40-60 510	
Глава XX. Металлоокисные дисперсионно упрочняемые сплавы	512
Металлоокисные сплавы типа Ni—ThO ₂ 513. Металлоокисные сплавы систем Me—Al ₂ O ₃ 516	
Глава XXI. Кобальт и жаропрочные сплавы на его основе	519
Влияние никеля, хрома и других элементов на структуру и свойства кобальтовых сплавов 527	
Свойства некоторых кобальтовых сплавов 532	
Сплав ВК36А (ЭИ416) 532. Сплав S-816 533. Сплав L-605 533	
Глава XXII. Литейные жаропрочные сплавы на кобальтовой основе	535
Сплав NS-21 (ЛК4) 537. Сплав X-63 538. Сплавы MAR-M-302 и M-509 538	
Глава XXIII. Хромоникелькобальтожелезные сплавы и сплавы на основе кобальта с тугоплавкими металлами	540
Глава XXIV. Коррозия металлов и сплавов в газовых средах при высоких температурах	545
Условия образования окислов на поверхности металлов 546	
Соотношение между объемами металлов и окислов 548	
Структура и свойства окисных пленок жаростойких сталей и сплавов 551	
Окисные пленки типа шпинелей 558	
Глава XXV. Влияние легирующих элементов на жаростойкость сталей	560
Влияние хрома 560. Влияние никеля 563. Влияние кремния 565. Влияние алюминия 566. Влияние углерода 569. Влияние молибдена 571. Влияние ванадия 574. Влияние низкоплавких окислов, золы, смесей окислов и солей на жаростойкость сталей и сплавов 579. Влияние вольфрама 582. Влияние ниобия 584. Влияние церия 584. Влияние бериллия 585. Влияние марганца 585	

Глава XXVI. Жаростойкость никелевых и кобальтовых сплавов	587
Жаростойкость никелевых сплавов	587
Жаростойкость сплавов никеля с хромом 588. Влияние малых добавок редких и щелочноземельных металлов на жаростойкость нихромов 591. Влияние углерода, алюминия, кремния, марганца, молибдена и вольфрама на окалиностойкость никельхромистых сплавов 592. Жаростойкость некоторых промышленных сплавов 597. Распределение легирующих элементов в окалине и поверхностных слоях сплавов 604	609
Жаростойкость кобальта и его сплавов	
Влияние алюминия, никеля, вольфрама и молибдена 609. Влияние хрома в кобальтсодержащих сплавах 612. Влияние других легирующих элементов 614	
Глава XXVII. Влияние газовой среды на жаростойкость сталей и сплавов	616
Газовая коррозия в атмосфере азота 616. Газовая коррозия в атмосфере, содержащей водород 617. Газовая коррозия в атмосфере водяного пара 622. Коррозия в атмосфере топочных газов 623. Коррозия в атмосфере газов, содержащих серу 625. Коррозия в сероводороде при высоких температурах 627. Коррозия в сернистом газе при высоких температурах 628. Влияние аргона и некоторых продуктов сгорания топлива на длительную и циклическую прочность сплавов 630. Влияние теплосмен на скорость газовой коррозии 633. Влияние напряжений на окалиностойкость 633. Химико-термическая обработка с целью повышения окалиностойкости 633. Термическая обработка в защитных средах, атмосфере инертных газов и вакууме 642. Термическая обработка в азотоводородной смеси 645	
Глава XXVIII. Коррозия металлов и сплавов при высоких температурах в жидкометаллических средах	647
Коррозионная стойкость металлов и сплавов в жидком натрии 648. Коррозионная стойкость металлов и сплавов при высоких температурах в жидком литии 655. Коррозионная стойкость металлов и сплавов в жидких свинце, висмуте и их сплавах при высоких температурах 657	
Глава XXIX. Влияние облучения на упрочнение и разупрочнение жаропрочных сталей и сплавов	659
Глава XXX. Выплавка и обработка жаропрочных сплавов	673
Влияние методов выплавки и разливки на жаропрочные свойства 673. Выплавка в электродуговых печах 677. Выплавка жаропрочных сталей и сплавов в вакууме 678. Технология точного литья деталей из жаропрочных сталей и сплавов 680. Выплавка литейных сплавов на никелевой основе в вакууме 685. Литье с направленной кристаллизацией 687. Монокристаллическое литье 689. Горячая обработка сталей и сплавов давлением 690. Термическая обработка 698. Сварка окалиностойких и жаропрочных сталей и сплавов 699. Пайка жаропрочных сталей и сплавов 706	
Глава XXXI. Тугоплавкие металлы, хром и сплавы на их основе	711
Хром и сплавы на его основе 712. Ниобий и его сплавы 716. Молибден и его сплавы 721. Вольфрам и его сплавы 729. Тантал и его сплавы 731. Рений и его сплавы 732	
Литература	734

ВВЕДЕНИЕ

Жаропрочными сталями и сплавами называют большую группу сложнолегированных сплавов на железной, никелевой и кобальтовой основах с присадками хрома и ряда других легирующих элементов (С, V, Mo, Nb, W, Ti, Al, В, Се и др.), главной особенностью которых является сохранение при высоких температурах повышенной прочности. Особенно широкое применение эти сплавы получили в течение последних 15—20 лет в связи с развитием ракетной техники и газовых турбин различного назначения. Жаропрочные сплавы используют при изготовлении многих деталей газовых турбин реактивной авиации, в судовых газотурбинных установках, стационарных газовых турбинах, при перекачке нефти и газопродуктов, в аппаратуре крекинг-установок, при гидрогенизации топлива, в нагревательных металлургических печах и многих других установках.

До 1941 г. в СССР выплавляли всего около 20 марок нержавеющей, окалиностойких и жаропрочных сталей и только три марки сплавов (ЭИ334, ВКЗ и ВК1) на никелевой и кобальтовой основах [1, 2]. Наиболее жаропрочными сплавами были силххромы (СХ8, ЭИ107, ЭИ72) и хромоникелевые стали марок ЭИ69, ЭЯЗС, использованные в свое время при изготовлении клапанов выпуска авиационных поршневых моторов, лопаток газовых турбин турбокомпрессоров наддува авиамоторов и рабочих лопаток первых газовых турбин и первого реактивного двигателя [2].

Разработка жаропрочных сплавов для газотурбинных установок была начата в 1938 г. и завершилась созданием первой отечественной жаропрочной стали, получившей применение в некоторых реактивных двигателях [3]. Сталь марки ЭИ388 в 1946—1947 гг. по своим жаропрочным характеристикам при 750—850° С была близка к лучшим зарубежным сталям.

При разработке жаропрочных сплавов приходилось учитывать отечественные сырьевые и шихтовые ресурсы и, в частности, очень ограниченное производство кобальта. Это определило оригинальные пути легирования. Вначале были получены дешевые стали с карбидным упрочнением: для рабочих лопаток — стали ЭИ388 и ЭИ589, а для турбинных дисков — сталь ЭИ481. Первую сталь успешно применяли до 1952 г., а сталь ЭИ481 используется в ряде газотурбинных двигателей до настоящего времени.

Дальнейшие работы проводили со сплавами на никелевой и железной основах с интерметаллидным упрочнением, причем наиболее высокие характеристики жаропрочности были получены у сложнолегированных сплавов на никелевой основе (рис. 1).

Благодаря использованию более чистого железа, обработке технологии изготовления и легированию значительно повысилась жаропрочность сплавов на железной основе с интерметаллидным упрочнением: стали ЭИ696, ЭИ696М (ЭП33), ЭИ787, ЭП105 и др. [4, 5]. Стали ЭИ696 и ЭИ787 по своим жаропрочным свойствам при 700 и 750° С близки к сплавам на никелевой основе (ЭИ437А и ЭИ437Б) и рекомендуются для широкого применения в качестве их заменителей; стали типа ЭП105 могут быть использованы для замены сложнолегированных никелевых сплавов марок ЭИ617, ЭИ598 и др. [4, 5] там, где это по условиям службы возможно.

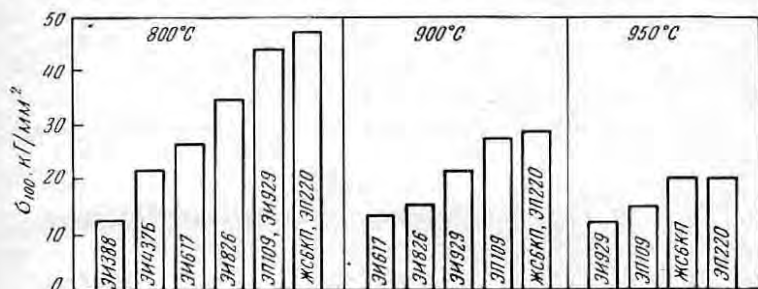


Рис. 1. Изменение длительной прочности (σ_{100}) никелевых сплавов при температурах испытания 800, 900 и 950° С

Для легирования никельхромового γ -твердого раствора использовали несколько элементов, играющих различную роль в повышении жаропрочности и технологичности. Наряду с основными элементами-упрочнителями (Ti, Al) в сплав вводили тугоплавкие элементы (W, Mo, Nb), повышающие термическую стойкость твердого раствора, ванадий для улучшения технологичности, а также малые добавки бора, церия, циркония и других элементов. При этом отношение содержания алюминия к содержанию титана в отечественных сплавах с момента их разработки и внедрения было иным, чем в зарубежных.

Изучение процессов упрочнения и разупрочнения сложнолегированных жаропрочных сталей и сплавов с помощью фазового анализа, радиографии, различных методов механических и физических испытаний, а также исследование структуры позволило выяснить роль легирующих элементов в создании жаропрочности и пластичности, разработать основные принципы легирования этих сплавов [5—9]. В результате были созданы новые марки жаропрочных сплавов на никелевой и железной основах, отличающиеся от зарубежных.

Жаропрочные стали и сплавы нашли широкое применение в металлургическом, термическом оборудовании, химическом машиностроении, атомной и ракетной технике, а также энергетическом машиностроении [2—13].

В связи с повышением рабочих температур газотурбинных установок, а также увеличением ресурса их работы (тысячи и десятки тысяч часов) ряд деталей из жаропрочных сплавов сильно поражается коррозией в газовых средах, а также в воздушной среде. Поэтому детали из жаропрочных сплавов защищают термодиффузионным алитированием, хромированием, хромоалитированием, а также применяют плакирование более жаростойкими сплавами (например, нихромами типа 80-20, 70-30, 50-50).

КЛАССИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Химические составы окалиностойких (жаростойких) и жаропрочных сталей и сплавов разнообразны и классифицировать эти стали и сплавы в ряде случаев очень трудно.

Углеродистую и низколегированные стали не относят к жаропрочным, но их применяют в качестве конструкционного материала, работающего при повышенных температурах, но невысоких напряжениях; эти стали рассматриваются в специальной литературе [11, 12]. Так как не все детали агрегата работают при высоких температурах и напряжениях, то почти во всех конструкциях имеются детали, изготавливаемые из углеродистых или низколегированных сталей

В качестве основы жаропрочных и окалиностойких сталей и сплавов в настоящее время используют железо, никель, кобальт. Кроме того, проведены большие работы по разработке сплавов на основе тугоплавких металлов — молибдена, вольфрама, ниобия и хрома, которые рассматриваются в гл. XXXI.

Наибольшее применение в настоящее время получили сплавы на основе железа (хромистые, хромоникелевые и хромомарганцевые стали с присадками молибдена, вольфрама, титана, ниобия, алюминия, ванадия и бора).

Во многих случаях содержание легирующих элементов, вводимых в сталь, достигает 15—50%.

Вторая, довольно распространенная группа — сплавы на никелевой основе с присадкой хрома, чаще всего классической хромоникелевой композиции 80—20. Для повышения жаропрочности к ним добавляют титан, алюминий, молибден, вольфрам, ниобий, церий, кальций, магний, бор и другие легирующие элементы. Находят применение сплавы на основе никеля, легированные молибденом и хромом (сплавы типа хастеллой А, В, С).

К третьей, распространенной в основном за рубежом группе следует отнести сплавы на кобальтовой основе с присадками хрома, никеля и ряда других легирующих элементов (углерода, вольфрама, ниобия, молибдена и др.).

Говоря о химическом составе¹, необходимо обращать внимание не только на основные легирующие элементы, вводимые в сплав для получения необходимых физических, механических и технологических свойств, но и на элементы, которые попадают

¹ Химические составы наиболее типичных жаропрочных и жаростойких сплавов с указанием их применения приведены в соответствующих главах в таблицах, составленных автором по наиболее достоверным опубликованным источникам и ГОСТ 5632—61 на нержавеющие, окалиностойкие и жаропрочные стали и сплавы.

В сплавы в виде примесей или остаются в результате реакций, протекающих в металле во время его расплавления и застывания.

Некоторые из этих элементов являются вредными (S, Pb, Sb, Bi, Sn, O₂ и H₂), поскольку они ухудшают технологические свойства и особенно жаропрочность и пластичность [5, 7, 14, 15].

Для нихромовых и кобальтовых сплавов особенно вредно присутствие серы свыше 0,005%, следов свинца, олова, сурьмы и других легкоплавких металлов [14, 5].

Жаропрочность определяется не только химическим составом сплавов, но и формой, в которой примеси находятся в сплаве. Например, совершенно не безразлично, находится сера в виде сульфидов никеля с очень низкой температурой плавления или в виде сульфидов и сернистых соединений с цирконием, церием, магнием — элементами, образующими тугоплавкие соединения. При наличии в металле сульфидов никеля очень резко ослабляются границы зерен, что приводит к потере жаропрочности, причем тем сильнее, чем выше рабочая температура.

Чистота никеля, хрома и никельтитанистой лигатуры по вредным примесям оказывает большое влияние на жаропрочность, но свойства сплавов зависят не только от исходных материалов, а также и от технологии приготовления сплавов.

Жаропрочные свойства в очень сильной степени определяются структурным состоянием сплава, величиной зерна, формой, в которой находятся в сплаве упрочняющие фазы, их связью с твердым раствором.

В зависимости от структуры нержавеющей и жаропрочные стали и сплавы можно классифицировать¹ следующим образом.

1. Хромистые стали мартенситного класса

X5	2X13 (ЭЖ2)
X5M (ЭХ5М)	3X13 (ЭЖ3)
X5ВФ	4X13 (ЭЖ4)
X6CM (ЭСХ6М)	3X13H7C2
1X8ВФ	(X13H7C2, ЭИ72)
4X9C2 (X9C2, ЭСХ8)	1X13H3
4X10C2M (X10C2M, ЭИ107)	1X17H2 (ЭИ268)
1X12H2BMФ (ЭИ961)	9X18 (X18, ЭИ229)

2. Хромистые стали мартенсито-ферритного класса

X6CЮ (ЭИ428)	18X11MФБ (ЭП291)
1X11MФ (15X11MФ)	2X12BMБФР (ЭИ993)
1X12BHMФ (ЭИ802, ЭП428,	1X12B2MФ (ЭИ756)
15X12BMФ, ЭИ952)	1X13 (ЭЖ1)

3. Хромистые стали ферритного класса

1X12CЮ (X12ЮС, ЭИ404)	0X17T (ЭИ645)
0X13 (ЭИ496, 08X13)	X18CЮ (ЭИ484)
X14 (ЭИ241)	X25T (ЭИ439)
X17 (ЭЖ17)	X28 (ЭЖ27, ЭИ349)

¹ В данной классификации марки стали даны по ГОСТ 5632—61, в скобках марки указаны по ГОСТ 5632—61 и заводские. Стали первых пяти групп описаны в работе [16].

4. Стали аустенито-мартенситного и аустенито-ферритного класса

2X13H4Г9 (X13H4Г9, ЭИ100)	0X21H5T (ЭП53)
X15H9Ю (ЭИ904)	1X21H5T (ЭИ811)
X17H7Ю (ЭИ973)	0X21H6M2T (ЭП54)
2X17H2	X23H13 (ЭИ319,
0X20H14C2 (ЭИ732)	25-12, 25СНХНА)
X20H14C2 (ЭИ211)	X28АН (ЭИ657)

5. Стали аустенитного класса

0X18H10 (ЭЯ0)	0X18H12T
0X18H11 (ЭИ684)	1X18H12T
1X18H9 (ЭЯ1)	0X18H12Б (ЭИ402, 1X18H11Б,
	X18H11Б, ЭИ398)
2X18H9 (ЭЯ2)	X18H10E (ЭИ453)
0X18H10T (ЭИ914)	X17Г9АН4 (ЭИ878)
X18H9T (ЭЯ1T)	X14Г14Н (ЭП212)
0X18H10 (ЭИ842)	X14Г14Н3T (ЭИ711)
X18H10T (ЭЯ1T, грубая за- готовка)	X17АГ14 (ЭИ213)

6. Стали аустенитного класса с высоким содержанием хрома

1X25H25TP (ЭИ813)	X23H18 (ЭИ417)
X25H16Г7AP (ЭИ835)	0X23H18

7. Стали с карбидным упрочнением аустенитного класса

4X14H14B2M (ЭИ69)	4X15H7Г7Ф2МС (ЭИ388)
4X12H8Г8МФБ (ЭИ481)	3X19H9MBBT (ЭИ572)
ЭИ734, ЭИ589, ЭИ590	X18H25C2

8. Стали сложнелегированные повышенной жаропрочности аустенитного класса

X14H16BP (ЭИ694P)	1X14H18B2BP1 (ЭИ726)
1X14H18B2B (ЭИ695)	1X16H13M2B (ЭИ680, ЭИ405)
X16H9M2	X16H16MB2BP (ЭП184)
1X16H14B2BP (ЭП17)	

9. Стали с интерметаллидным упрочнением аустенитного класса

X10H20T2	XH35BMT (ЭИ692)
X12H20T3P (ЭИ696)	XH35BTP (ЭИ725)
X12H22T3MP (ЭИ696M, ЭП33)	XH38BT (ЭИ703)
0X14H28B3TЮP (ЭИ786)	ЭП105
XH35BT (ЭИ612)	ЭП286
XH35BTЮ (ЭИ787)	ЭП284
ЭП192	Зарубежные стали того же класса
ЭП285	

10. Никелевые сплавы (окалиностойкие)

XH78T (ЭИ435)	XH60Ю (ЭИ559A)
XH75MBTЮ (ЭИ602)	XH70 (ЭИ442)
XH70Ю (ЭИ652)	XH60B (ВЖ98, ЭИ868)
X50H50	X60H40

11. Никелевые жаропрочные стали с интерметаллидным упрочнением

ХН77ТЮ (ЭИ437А)	ЭИ929
ХН77ТЮР (ЭИ437Б)	ЭИ867
ХН70ВМТЮ (ЭИ617)	ЭИ698
ХН70МВТЮБ (ЭИ598)	ЭИ827
ХН80ТБЮ (ЭИ607)	ЭИ828
ЭП238	ЭИ57
ЭИ766	ЭП220
ХН70ВМЮТ (ЭИ765)	ЭП109
ХН67ВМТЮ (ЭИ445Р)	ЭИ893
ЭИ826	ЭП202 и др.
ЭИ698	

12. Кобальтовые жаропрочные сплавы

13. Литейные жаропрочные стали и сплавы

14. Металлоокисные дисперсионно-упрочняемые сплавы типа ТД-никель

Структура и свойства большой группы хромистых, хромоникелевых нержавеющей и окалиностойких сталей при комнатных высоких и низких температурах описаны в книге автора [16] и работах [12, 17, 18, 19, 11]. В настоящей работе свойства этих сталей специально не описываются.

ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ

Поведение металлов и сплавов при высоких температурах сильно отличается от поведения их при комнатной температуре.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Механические испытания при комнатной температуре позволяют получить вполне надежные характеристики прочности и пластичности ряда сталей и сплавов, но фактор времени не является решающим. Испытания при высоких температурах требуют неперемного учета влияния времени, так как материал с повышением температуры становится менее устойчивым и при действии нагрузки изменяет свою форму, претерпевая пластическую деформацию. Принято говорить: материал в условиях воздействия нагрузок и высоких температур ползет. Поэтому характеристики прочности и пластичности, получаемые в результате горячих испытаний, в очень сильной степени зависят от длительности испытаний, их скорости и температуры.

В связи с тем, что в условиях влияния температуры и напряжений значения прочности и пластичности сильно изменяются в зависимости от длительности испытания, характеристики, получаемые при кратковременных испытаниях, не могут быть приняты для расчета деталей, длительно работающих под нагрузкой при высоких температурах.

Для оценки пригодности материала в этом случае судят по результатам специальных испытаний при высоких температурах, к которым относятся: испытания на ползучесть, кратковременную и длительную прочность с определением изменения пластических свойств, релаксацию, усталость, на чувствительность к надрезу в условиях статических или знакопеременных нагрузок, на окалиностойкость, а также циклические испытания при переменных нагрузках и колебаниях температуры и стендовые испытания.

Данные о сопротивлении ползучести и длительной прочности представляют наиболее важные характеристики прочности материалов при высоких температурах. Этими характеристиками широко пользуются при подборе материала и расчете деталей, работающих в условиях воздействия длительно приложенных нагрузок и температур.

Кратковременная прочность и горячая твердость имеют относительно меньшее значение. Иногда ими пользуются как ускоренными методами испытания при определении характеристик

материала, работающего кратковременно в условиях действия температур и нагрузок (ракеты).

На рис. 1—6 приводятся сравнительные данные по длительной прочности и сопротивлению ползучести жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в различных отраслях отечественной промышленности и за рубежом. Данные рис. 7 характеризуют

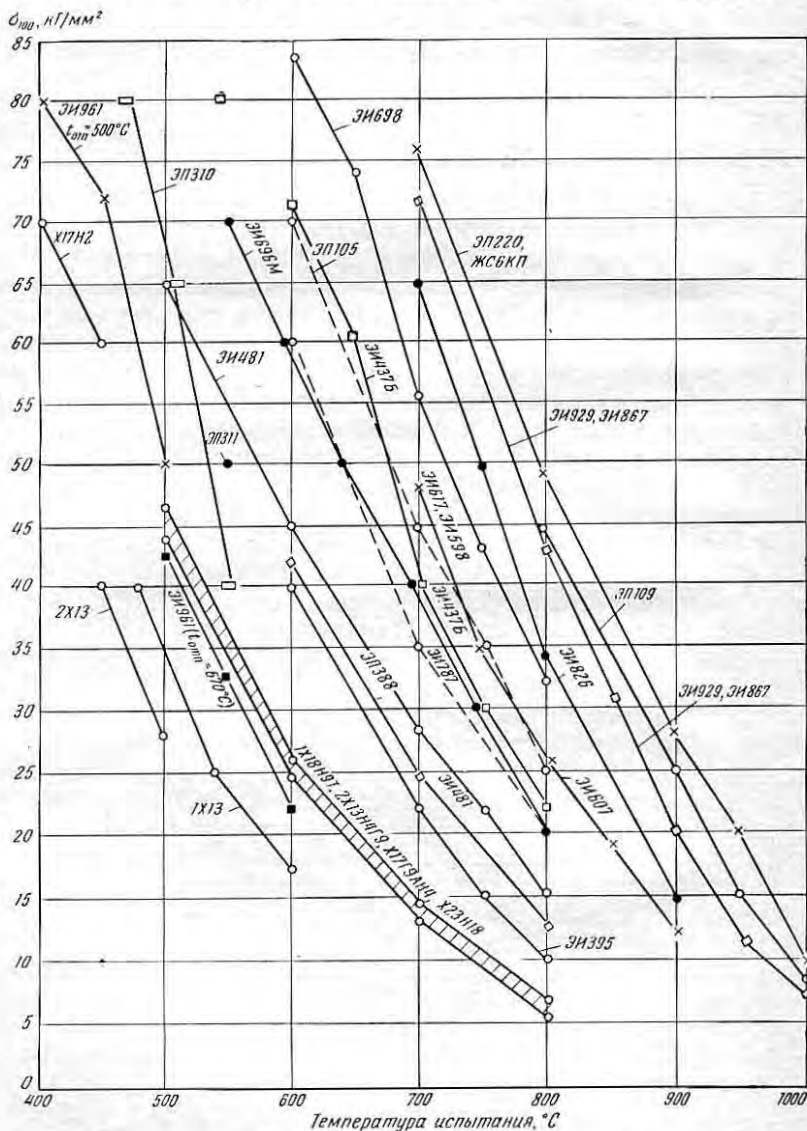
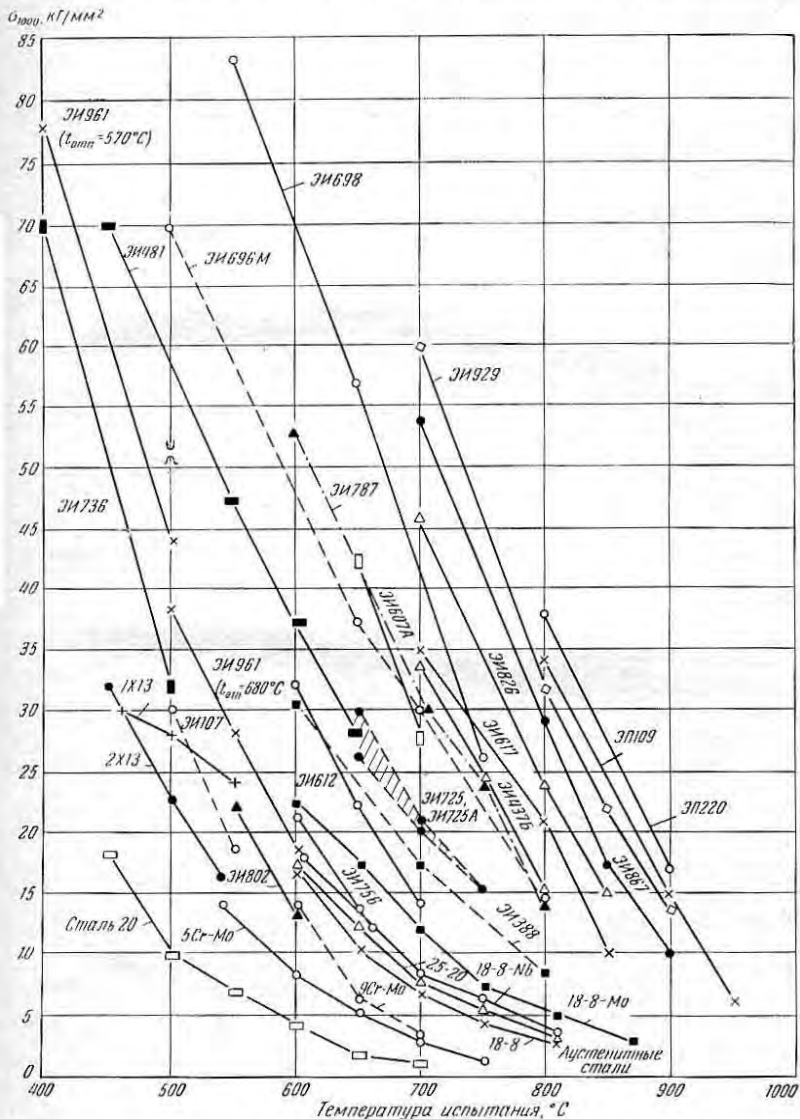


Рис. 2. Изменение длительной прочности (σ_{100} и σ_{1000}) стали

сопротивление ползучести и длительной прочности за 100 000 ч теплоустойчивых низколегированных и нержавеющей сталей, используемых в котлотурбостроении силовой энергетики.

Необходимо отметить, что при невысоких рабочих температурах низколегированные стали с феррито-перлитной структурой по сравнению с дорогостоящими высоколегированными сталями



и сплавов в зависимости от температуры испытания

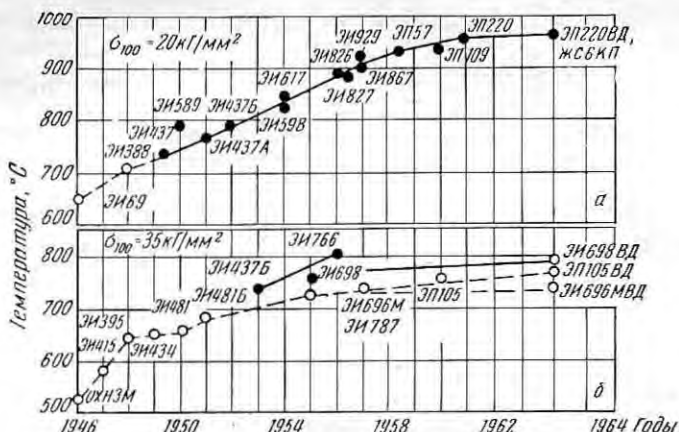


Рис. 3. Диаграмма развития отечественных жаропрочных деформируемых сталей и сплавов для рабочих лопаток (а) и турбинных дисков (б)

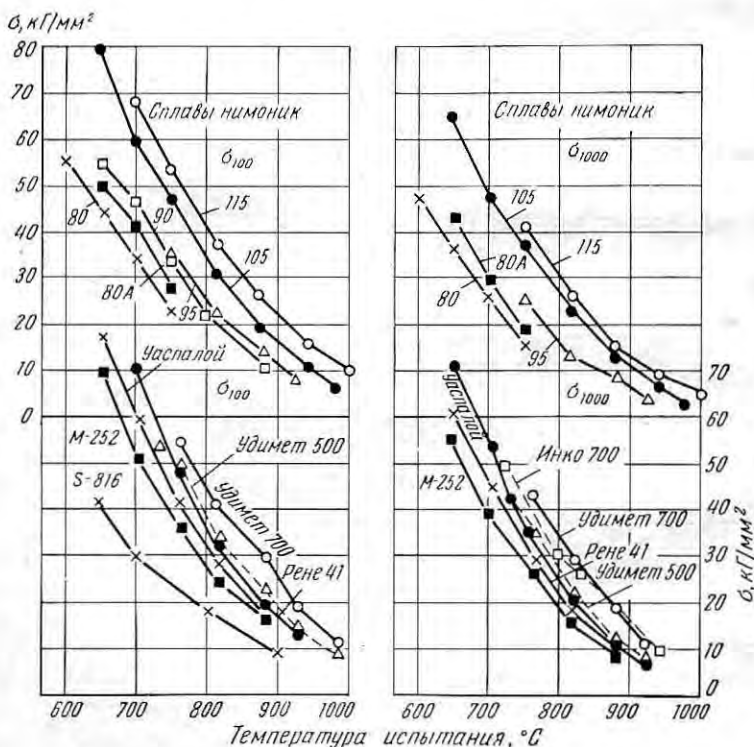


Рис. 4. Изменение длительной прочности (σ_{100} и σ_{1000}) зарубежных сплавов в зависимости от температуры испытания

аустенитного класса обладают некоторыми преимуществами. Феррито-перлитные стали имеют более низкие коэффициенты расширения, лучшую теплопроводность и более высокую циклическую вязкость. Высокая пластичность сохраняется при повышенных и комнатной температурах в течение длительного времени. Острые переходы в сечениях не ослабляют сталь при 450—600° С, так как в этом интервале температур она нечувствительна к надрезу. При температурах выше 500° С эти стали имеют низкую жаро-

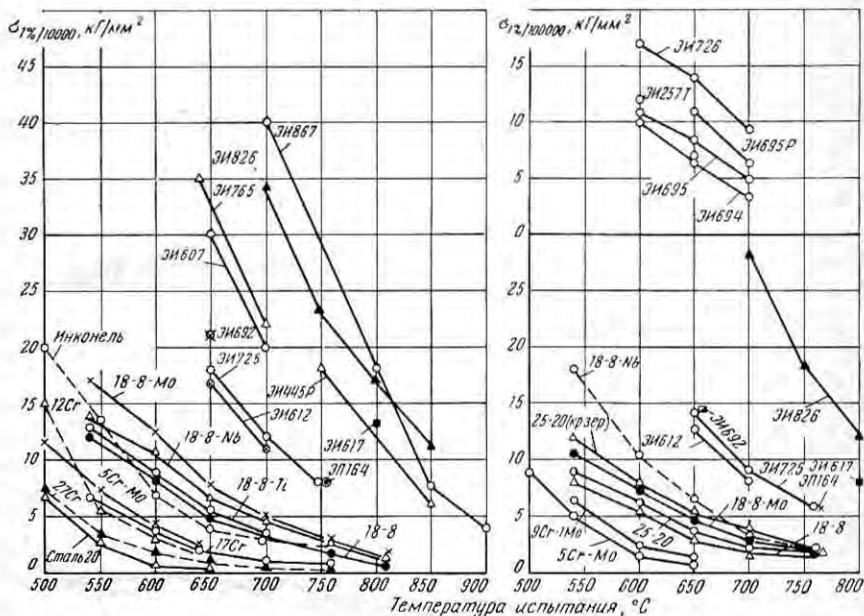


Рис. 5. Изменение 10 000- и 100 000-ч длительной прочности жаропрочных сплавов в зависимости от температуры испытания

прочность. Однако многочисленные исследования показали, что для работы при 500—600° С можно создать стали, которые, несмотря на сравнительно небольшое содержание легирующих элементов, обладают необходимой жаропрочностью. Типичным примером может служить хромомолибденовольфрамованадиевая сталь марки ЭИ415 (FKDM-10), содержащая около 3% Cr, 0,5% W, 0,5% Mo, 0,65% V и 0,16—0,24% C. Эта сталь отличается высокой жаропрочностью при 550° С и достаточной при 600° С. Особые хорошие эксплуатационные свойства она показала в случае изготовления из нее турбинных дисков с непродолжительным сроком службы (до 1000 ч). Отсюда следует, что прежде чем использовать дорогостоящие высоколегированные стали и сплавы для тех или иных деталей, необходимо предварительно оценить известные низколегированные и среднелегированные стали, и только в том

случае прибегать к высоколегированным, если это действительно необходимо.

Сведения о свойствах и применении простых углеродистых и малолегированных конструкционных сталей, относящихся к категории котельных, можно найти в работах [17, 12, 20, 13, 11].

12%-ные хромистые нержавеющие стали в турбостроении применяются давно, а дополнительно легированные — только после

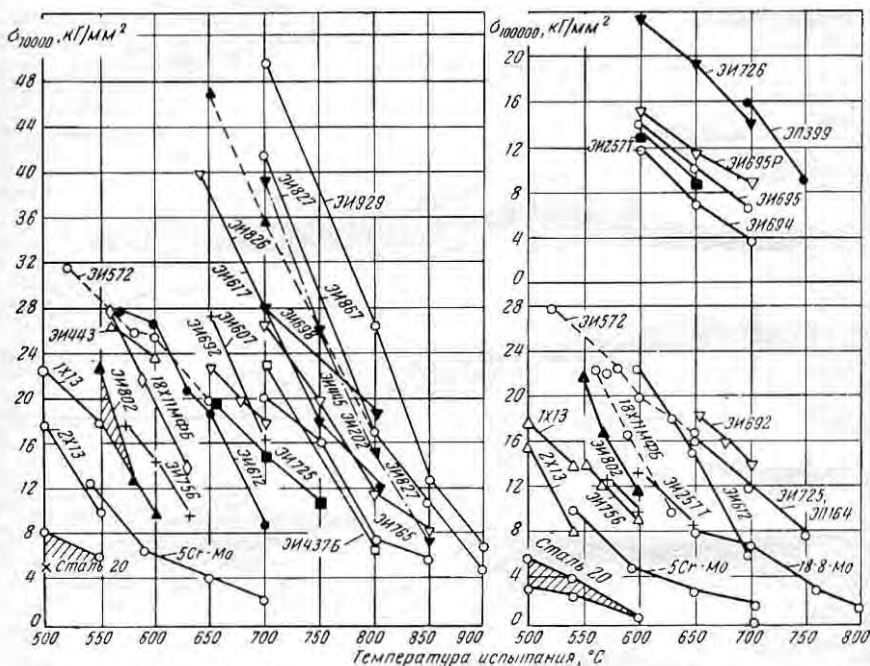


Рис. 6. Изменение пределов ползучести ($\sigma_{0.1}/10000$ и $\sigma_{0.1}/100000$) жаропрочных сплавов в зависимости от температуры испытаний

1945 г. В настоящее время они получают широкое распространение, особенно для изготовления спрямляющих, направляющих лопаток и дисков осевых компрессоров газотурбинных двигателей различного назначения. Эти стали обладают высокой стойкостью против атмосферной коррозии, но лишь после определенных режимов термической обработки. Вместе с этим необходимо отметить, что в ряде случаев вполне удовлетворительно работают обыкновенные конструкционные стали (например, ЭИ415), не относящиеся к группе нержавеющих. На одном реактивном двигателе турбинные диски и другие детали из стали ЭИ415 эксплуатировались более 10 лет, причем случаев коррозионного разрушения не наблюдалось.

Нержавеющие стали, относящиеся к группе перлитных или мартенситных сталей (на основе α -твердого раствора), имеют ограниченную жаропрочность. Из рис. 2, 5—7 видно, что хромистые стали типа 1X13 достаточно жаропрочны до 450 °С, а сложно-

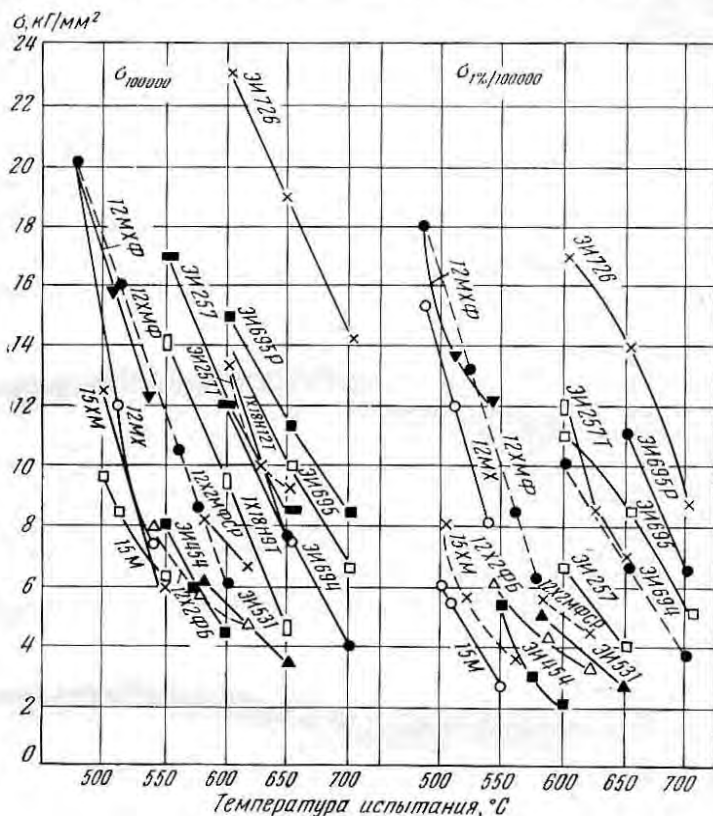


Рис. 7. Изменение 100 000-ч длительной прочности и пределов ползучести $\sigma_{1\%}/100000$ низколегированных и аустенитных хромо- никелевых сталей в зависимости от температуры испытаний

легированные (ЭИ736 и ЭИ961) — до 550 °С и в отдельных случаях до 600 °С.

При малых нагрузках их можно применять до 700—750 °С, так как их окалинстойкость благодаря присадке хрома значительно выше, чем низколегированных конструкционных сталей.

Свойства этих сталей подробно описаны в работах [1—3, 17, 12, 16, 11, 21, 22].

Твердость при высоких температурах

Твердость — наиболее доступная для определения характеристика металлов. Поэтому имеется большое число работ, в которых пытаются установить связь между твердостью и другими механическими и физическими свойствами. В частности, в ряде работ для испытаний при комнатных температурах установлены зависимости между твердостью и пределом текучести, между твердостью и пределом прочности закаленных и отпущенных сталей.

Определение твердости при повышенных и высоких температурах также представляет интерес, так как позволяет судить о сопротивлении материала деформациям и косвенно о жаропрочности и процессах, протекающих в сплавах [23—27].

Когда сплав однофазный, еще можно ожидать, что существует какая-то связь между твердостью и жаропрочностью. Но если сплав многофазный, то в этом случае твердость может быть высокой, а жаропрочность низкой. Таким образом, твердость при высоких температурах может только в известной мере и приближенно характеризовать жаропрочность сплава.

Определение твердости следует проводить при строго определенных температурах, длительности и хорошо прогревом инденторе. При чаще всего применяемом методе вдавливания важно учитывать продолжительность испытания [28]. При малой продолжительности вдавливания наблюдается наклеп, возрастающий с увеличением пластической деформации; при большой продолжительности периода вдавливания диаметр отпечатка изменяется с постоянной скоростью (режим установившегося вдавливания). В. П. Шишокин [29] показал, что длительная твердость некоторых металлов в зависимости от времени выражается как

$$d_{\text{отп}} = a\tau^n,$$

где a и n — постоянные; τ — время испытания.

В логарифмических координатах это отражает линейную зависимость.

Ряд исследователей [24—26] предпринял попытки установить функциональные отношения между твердостью и другими факторами.

Уравнение

$$H = Ae^{-at},$$

где H — твердость;

a и A — постоянные;

t — температура испытания,

предложенное в работе [29], заслуживает наибольшего внимания.

На рис. 8 показана зависимость твердости различных металлов от температуры их плавления [30]. Как видно, какой-либо закономерности не имеется, наблюдается лишь общая тенденция: чем выше температура плавления металла, тем выше его твердость.

При попытках [37] изобразить изменение твердости в зависимости от сходственных (гомологических) температур и изменение логарифма твердости от температур плавления для ряда металлов установлено, что при $0,55T_{пл}$ наблюдается резкое изменение в ходе кривых. Это указывает на наличие разных механизмов деформации у чистых металлов при низких и высоких температурах.

Вестбрук [25], обрабатывая материалы по изменению твердости в зависимости от температуры, подтвердил, что различный ход кривых у чистых металлов обусловлен различием в значениях постоянных A и B в уравнении $H = Ae^{-BT}$, связанным с разными механизмами деформирования при низких и высоких температурах. Постоянную A для низких температур можно экстраполировать до абсолютного нуля и представить как твердость, присущую металлу при абсолютном нуле и зависящую от межатомных связей. В этом случае постоянная A должна быть связана с температурами плавления металлов и пропорциональна им.

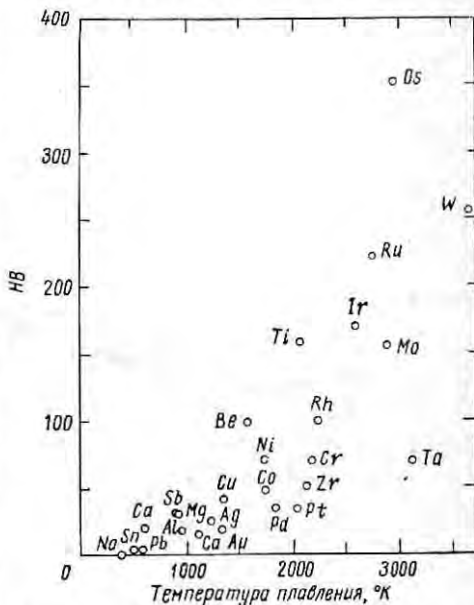


Рис. 8. Зависимость твердости металлов от температуры плавления

Постоянную B , определяющую наклон кривой изменения твердости в зависимости от температуры, можно представить как термический коэффициент изменения твердости от температуры.

На рис. 9—10 показаны прямолинейные зависимости твердости ряда металлов от температуры и теплоты плавления с учетом кристаллической структуры металлов.

Прямолинейная зависимость между твердостью, приведенной к 0° К, скрытой теплоты плавления и температурами плавления свидетельствует о связи этой характеристики с процессами диффузии и самодиффузии металлов [25].

К. А. Осипов и С. Т. Федотов [26] проанализировали изменения механических свойств чистых металлов в зависимости от теплосодержания W в жидком состоянии при температуре плавления и установили, что между твердостью H_0 , приведенной к 0° К, модулем упругости E , энергией активации Q и тепло-

содержанием W существует прямолинейная зависимость (рис. 10).

При этом под теплосодержанием жидкого металла W понимают количество тепла, затрачиваемого на нагрев металла от 0°K до температуры плавления, и скрытую теплоту плавления. Теплосодержание характеризуется следующим выражением:

$$W = \int_0^{T_{\text{пл}}} C_p dT + L,$$

где C_p — атомная теплоемкость при постоянном давлении;
 L — скрытая теплота плавления.

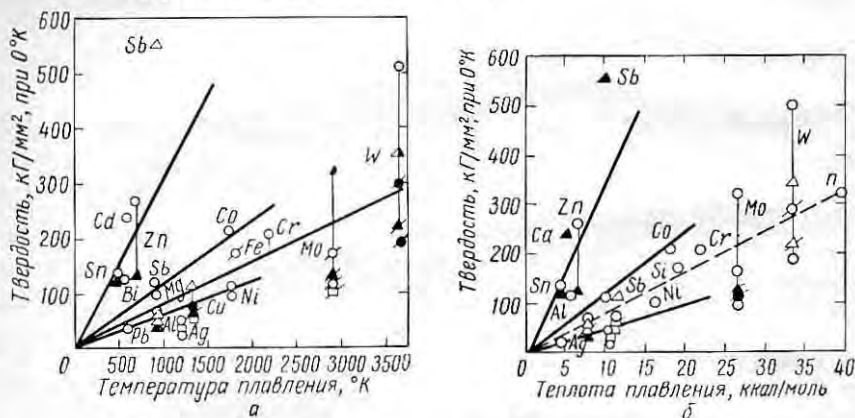


Рис. 9. Изменение твердости, приведенной к 0°K , в зависимости от температуры (а) и теплоты плавления (б)

Предприняты попытки установить зависимость между соответствующими характеристиками ползучести, длительной прочности, с одной стороны, и твердостью — с другой. Однако, как показал опыт, полное соответствие наблюдается только в случае однофазных твердых растворов, в которых во время испытания не протекают процессы дисперсионного твердения.

И. Л. Миркин и Д. Е. Лившиц [24] установили, что между горячей твердостью и длительной прочностью некоторых жаропрочных никелевых сплавов существует определенная корреляция (рис. 11). Они показали, что изменение твердости в интервале температур старения связано с выделением упрочняющих фаз в этих сплавах.

Парке и Бенс [27, с. 80], изучая свойства жаропрочных сплавов при высоких температурах, пришли к выводам, что между горячей твердостью и жаропрочностью сплавов существует определенная зависимость, если их структура достаточно устойчива. Исходя из этого, авторы указывают, что горячая твердость может

быть в какой-то степени полезной характеристикой при оценке жаропрочных сплавов.

Твердостью, определяемой при комнатных температурах, иногда пользуются для установления влияния рабочих температур на структуру деталей, в которых при нагреве могут происходить изменения, обусловленные процессами упрочнения или разупрочнения металла.

На рис. 12 показано изменение твердости по длине рабочих лопаток из различных сплавов, связанное с локальным перегревом или неравномерным нагревом их газовым потоком в процессе

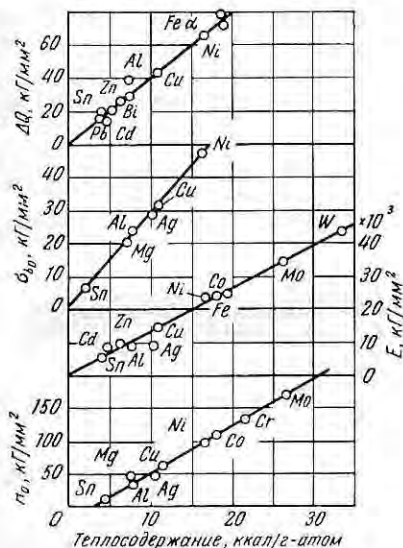


Рис. 10. Изменение модуля упругости, твердости, предела прочности и энергии активации различных металлов в зависимости от теплосодержания

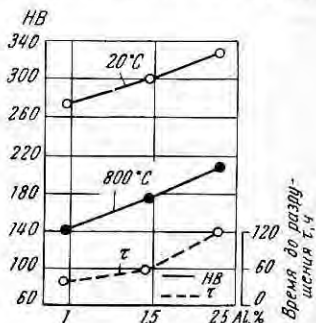


Рис. 11. Связь между длительной прочностью при 800° С ($\sigma = 20 \text{ кг/мм}^2$) и твердостью при 20 и 800° С никелевого сплава с различным содержанием алюминия

работы. Чем выше температура нагрева лопатки в газовом потоке по сравнению с температурами старения, тем больше разупрочнение и тем ниже твердость. Однако это изменение твердости не всегда может характеризовать истинную температуру нагрева деталей, так как некоторые сплавы обладают способностью не только к смягчению вследствие коагуляции упрочняющих фаз, но и к последующему вторичному старению при пребывании (после перегрева) в интервале низких температур, т. е. после растворения упрочняющих фаз.

В случае сталей с карбидным упрочнением (ЭИ388, ЭИ481), у которых процесс коагуляции протекает в достаточно широком интервале температур, перегрев вызывает падение твердости по сравнению с исходным термически обработанным материалом, и это приближенно характеризует температуру перегрева.

В случае сплавов с интерметаллидным упрочнением (ЭИ437, ЭИ617 и ЭИ826) это не всегда отражает температуру перегрева, так как твердость, замеренная после остановки двигателя, будет зависеть от условий работы двигателя в последние часы. Слишком перегретые лопатки при дальнейшей работе при умеренных температурах будут дополнительно подстариваться и иметь иную твердость, чем в случае очень быстрого охлаждения с температур их перегрева.

Исходными данными в обоих случаях могут служить кривые старения и кривые охлаждения.

Исходными данными в обоих случаях могут служить кривые старения и кривые охлаждения.

Механические свойства, получаемые при кратковременных высокотемпературных испытаниях

При кратковременных испытаниях на растяжение в нагретом состоянии определяют пределы прочности, текучести и упругости, а также удлинение и сужение поперечного сечения.

Особое внимание обращают на точность поддержания температуры в печи во время испытания и на постоянство скоростей испытания. Если не соблюдать этих условий, то вследствие ползучести материала под действием напряжений при высоких температурах данные, полученные при одном испытании, будут сильно отличаться от показателей, получаемых при другом, повторном, испытании.

Анализ кривых изменения предела кратковременной прочности различных сталей в зависимости от температуры испытания (рис. 13) показывает, что стали с ферритной структурой (5, 12, 17 и 27% Сг) имеют при высоких температурах более низкие показатели прочности, чем стали с аустенитной структурой (18-8, 18-8 с Мо и 25-20). Жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основах имеют еще большие значения предела прочности.

На рис. 14 показано изменение механических свойств при кратко-

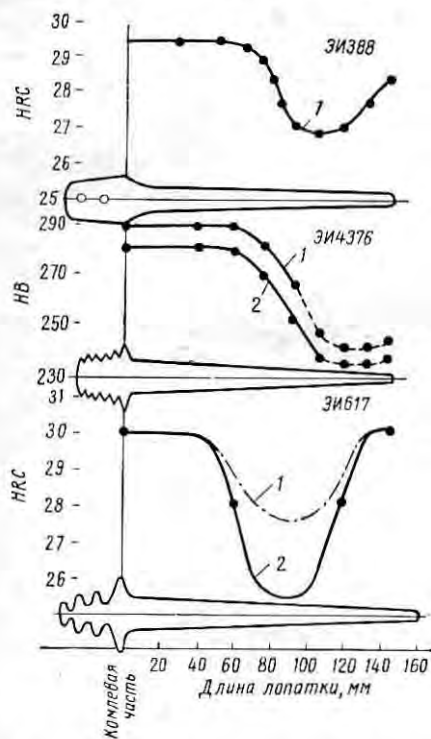


Рис. 12. Изменение твердости лопаток на внутренней (1) и внешней (2) кромках после работы их на двигателе при высоких температурах

риальных под действием напряжений при высоких температурах данные, полученные при одном испытании, будут сильно отличаться от показателей, получаемых при другом, повторном, испытании.

Анализ кривых изменения предела кратковременной прочности различных сталей в зависимости от температуры испытания (рис. 13) показывает, что стали с ферритной структурой (5, 12, 17 и 27% Сг) имеют при высоких температурах более низкие показатели прочности, чем стали с аустенитной структурой (18-8, 18-8 с Мо и 25-20). Жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основах имеют еще большие значения предела прочности. На рис. 14 показано изменение механических свойств при кратко-

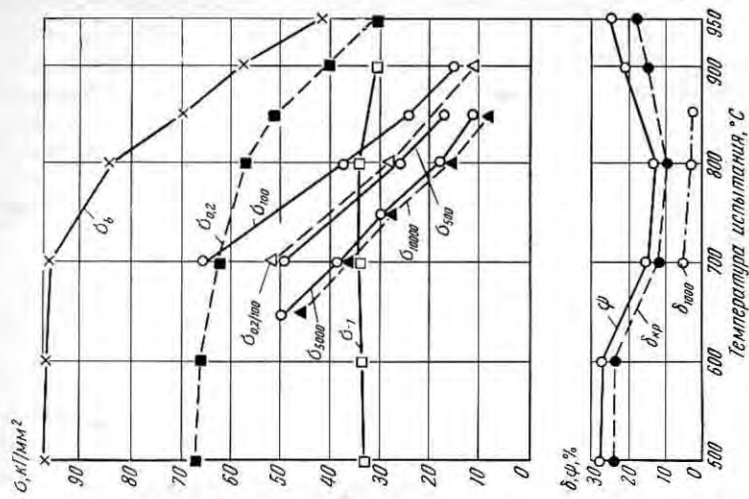


Рис. 14. Изменение различных характеристик сплава ЗИ826 в зависимости от температуры испытания

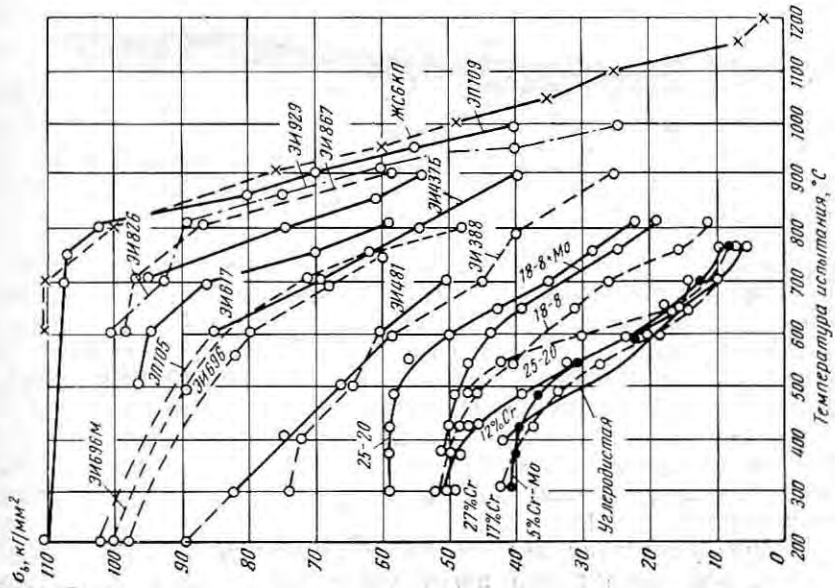


Рис. 13. Изменение предела кратковременной прочности различных сталей и сплавов в зависимости от температуры испытания

временных и длительных испытаниях сплава ЭИ826 от температуры испытания.

Данные о влиянии скорости и продолжительности испытания указывают, что характеристики, получаемые при горячих кратковременных испытаниях, ненадежны и не могут быть приняты за основу для расчета деталей, длительно работающих при высоких температурах. Краковременные испытания иногда полезны как сравнительные и как испытания, характеризующие качество материала в исходном состоянии.

Весьма полезны сведения об удлинении и сужении сплавов, получаемые при высокотемпературных испытаниях, так как они свидетельствуют об имеющемся запасе пластичности у деталей перед их работой.

Автором [3] отмечено, что в случае применения дисперсионно твердеющих сплавов и сталей (ХН80Т, 15-30-2 Тi, ЭИ388) важно, чтобы детали из них наряду с высокой прочностью имели перед испытанием (службой) достаточный запас пластичности (удлинение не ниже 3—5%).

Детали из сплавов с очень малым запасом пластичности ($\delta = 1 \div 3\%$) иногда во время работы преждевременно разрушаются из-за очень быстрого охрупчивания материала.

Пределы текучести и пропорциональности. С повышением температуры изменяется характер кривых *напряжение — деформация* и при высоких температурах исчезает площадка текучести (рис. 15). Поэтому по стрелке динамометра и по кривой *напряжение — деформация* трудно определить пределы текучести.

Обычно пользуются условными пределами текучести, находя напряжение, вызывающее определенную степень пластической деформации ($\sigma_{0,01\%}$, $\sigma_{0,02\%}$, $\sigma_{0,05\%}$, $\sigma_{0,2\%}$).

Если учесть, что с повышением температуры металлы и сплавы ползут и фактор времени оказывает большое влияние, то пределы текучести, определенные при кратковременных испытаниях, не могут служить характеристиками для расчетов, которые должны приводиться по пределам ползучести).

Приведенные на рис. 14 изменения пределов текучести ($\sigma_{0,2}$), ползучести ($\sigma_{0,2/100}$), длительной (σ_{100}) и кратковременной прочности (σ_b) сплава ЭИ826 от температуры испытания показывают взаимозависимость ряда характеристик. При некоторой повышенной температуре, когда начинает сказываться ползучесть, кривые кратковременных и длительных испытаний расходятся, причем тем больше, чем выше температура испытания.

Значения пределов текучести при высоких температурах зависят от легирования и термической обработки и они тем выше, чем более высоко и рационально легирован сплав и чем больше его жаропрочность (рис. 16).

Модули упругости при высоких температурах. При расчете деталей, работающих под нагрузкой во времени, пользоваться

значениями модулей упругости надо с большой осторожностью по следующим причинам:

1) при длительных нагрузках в условиях высоких температур материал подвержен ползучести;

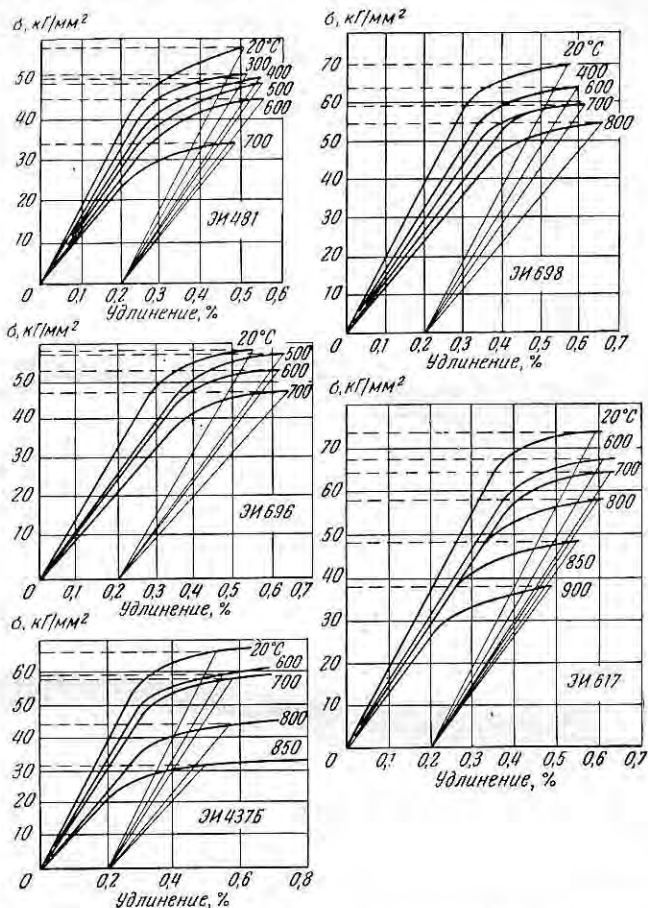


Рис. 15. Диаграммы растяжения некоторых сталей и сплавов при различных температурах испытания

2) значения модуля упругости, определяемые статически, могут сильно отличаться от запаса упругости для динамических условий

Значения модуля упругости металла или сплава, определенного динамически, используют при расчете вибрационных (резонансных) явлений, например при вычислении пределов усталости.

При статическом определении модуля упругости (при высоких температурах) испытания проводят так же, как и при комнатных

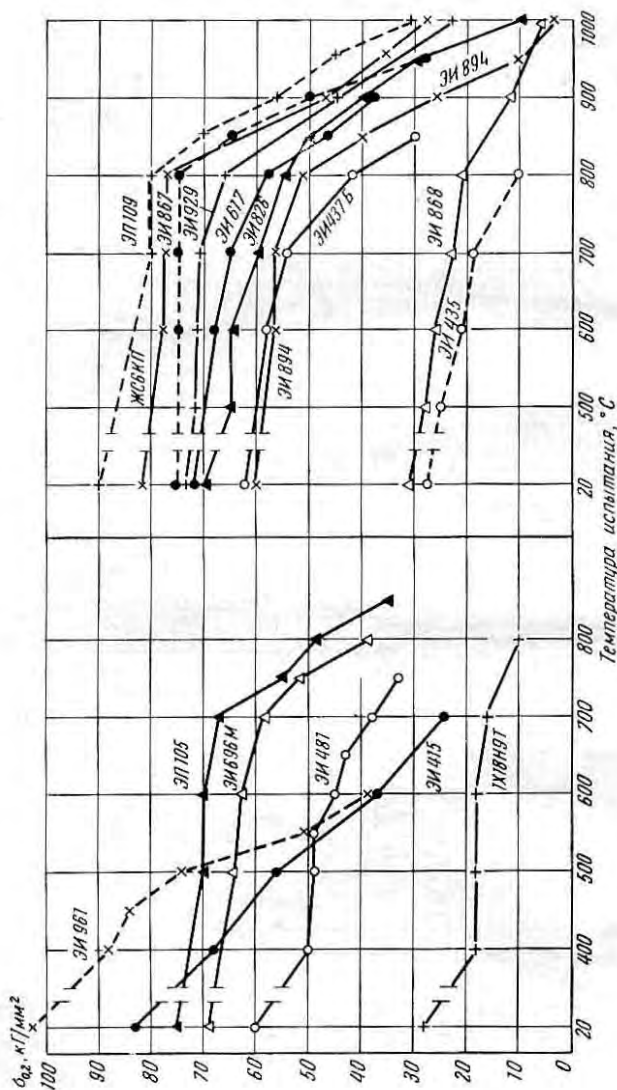


Рис. 16. Изменение предела текучести различных сталей и сплавов в зависимости от температуры испытания

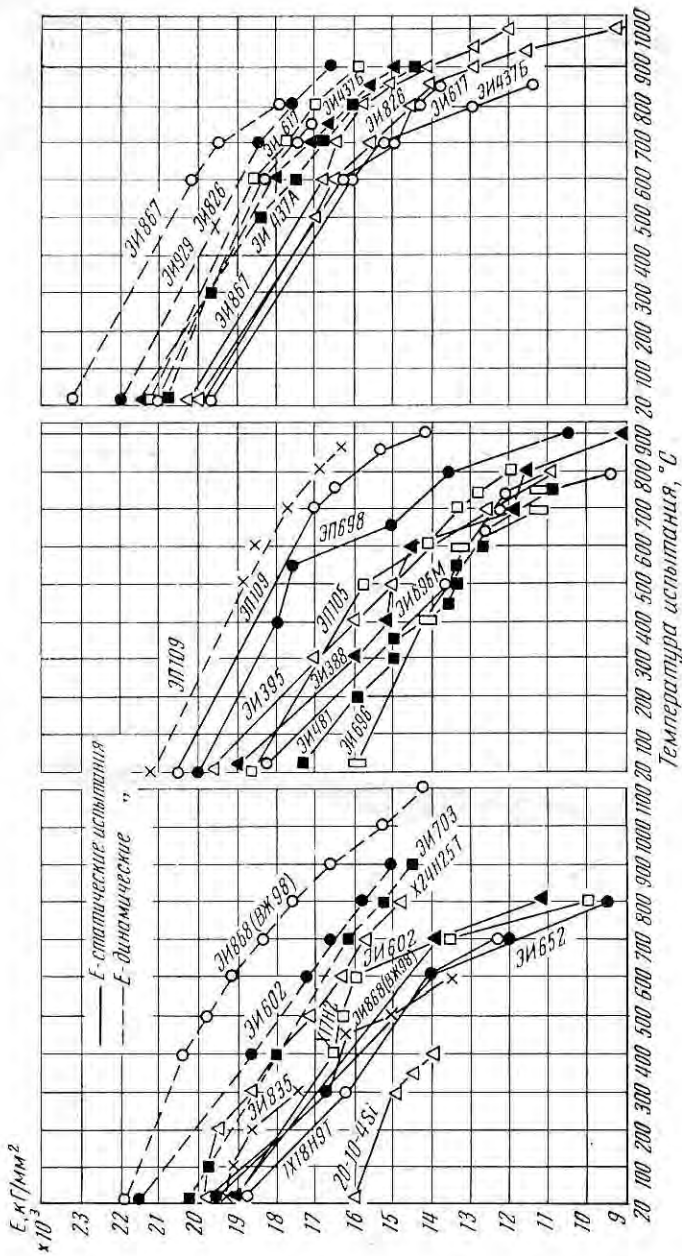


Рис. 17. Изменение модуля упругости (E) некоторых жаропрочных сплавов в зависимости от температуры испытания.

температурах, но принимают меры в отношении постоянства длительности испытания и точности поддержания температуры.

На рис. 17 и 18 приведены значения модуля упругости ряда окалиностойких и жаропрочных сплавов.

В работе [42] рассматриваются результаты испытаний по определению модуля упругости ряда английских легированных сталей и сплавов статическим и динамическим методами в зависи-

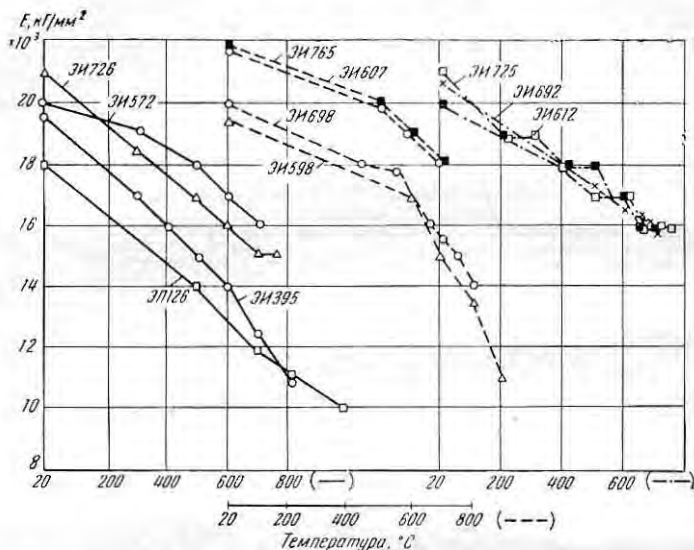


Рис. 18. Изменение модуля упругости некоторых жаропрочных сталей и сплавов в зависимости от температуры испытания

мости от температуры испытания. Эти данные показывают, что большой разницы в результатах определения модуля упругости обоими методами не наблюдается.

Кажущиеся противоречия объясняются различными условиями определения модуля упругости при статическом испытании.

Упругие свойства металлов неоднородны вследствие анизотропии и могут сильно колебаться. Весьма характерно, что анизотропия упругих свойств металлов зависит не только от типа кристаллической решетки, но и от природы металла. Некоторые металлы с одинаковой кристаллической решеткой имеют совершенно различную анизотропию упругих свойств.

Изменение модуля упругости чистых металлов в зависимости от температуры испытания рассмотрено в работе Кестера [32].

Эти данные свидетельствуют о том, что чем выше температура плавления металла, тем выше модуль упругости.

Если изменение модуля упругости построить в зависимости от сходственных (гомологических) температур, то для большинства металлов это изменение прямолинейно.

Легирование металлов оказывает влияние на температурную зависимость модуля упругости сплавов.

Отмечается, что при комнатной температуре упругие свойства каждой группы сталей не зависят от состава и термической обработки. При высоких температурах индивидуальные свойства сталей сказываются больше, но какой-либо связи между жаропрочностью и упругостью нет.

Как видно из рис. 17, сложное легирование стали и сплавов благоприятно влияет на замедление снижения модуля упругости в зависимости от температуры испытания, а следовательно, это находится в какой-то связи с жаропрочностью. Однако характер этой зависимости пока не установлен.

Ползучесть

Ползучесть рассматривается как непрерывная и очень медленная пластическая деформация, начинающаяся при относительно высоких температурах под действием постоянно приложенных напряжений. Эта деформация может быть ничтожно малой при малых напряжениях или практически прекратиться или продолжаться, что зависит от природы металла, температуры, напряжения и времени.

С открытием явления ползучести были предприняты попытки определить предел (предел ползучести), ниже которого у любого материала пластическая деформация прекращается. Это позволило бы конструктору использовать величины предела ползучести при расчетах [28, 33—40].

В результате подробных исследований было установлено, что предела ползучести как такового не существует и ползучесть наблюдается даже при очень малых напряжениях, если температура испытания достаточно высокая. Исследователи пришли к выводу, что между скоростями пластической деформации и напряжениями существуют определенные закономерные связи, которые впоследствии были использованы для расчета конструкций, работающих при высоких температурах. Установлено, что материал может надежно работать в условиях ползучести под напряжением при соответствующих температурах, если скорости ползучести не превышают определенных величин.

Для каждого материала установлены допустимые величины пластической деформации за определенный срок службы изделия, вызываемые определенными напряжениями при соответствующих температурах [41]. Например, у лопаток паровых турбин эти деформации не должны превышать 1% за 10 лет, а у лопаток газовых турбин 1—2% за 100—500 ч. Для труб паровых котлов, работающих под давлением, допускается суммарная деформация не более 1% за 100 000 ч, в отдельных случаях 5%.

Исходя из срока службы деталей и допускаемой величины деформации определяют допускаемые величины напряжений, учитывая при этом и другие факторы (общую пластичность, стойкость против окисления, чувствительность к надрезу, сопротивление усталости и стойкость сплава к теплосменам).

В связи с этим возникла необходимость установить зависимости между напряжением, деформацией и временем при соответствующих температурах и изменением этих факторов в зависимости от температуры испытания.

Все исследования были вначале направлены на установление пределов ползучести при соответствующих температурах по данным относительно кратковременных испытаний с экстраполяцией по ним допускаемых напряжений для более длительного срока службы.

Позднее пришлось от этого отказаться, так как большинство предложенных условных пределов ползучести приходилось на первую стадию неустановившейся ползучести, что не позволило проследить за дальнейшим поведением материала и тем более предсказать гарантируемый срок службы [41]. После нахождения некоторых закономерностей между временем, напряжением и деформацией при соответствующих температурах были предложены методы для определения срока службы изделий исходя из скорости ползучести, установленной для второй стадии так называемой равномерной ползучести; при этом длительность испытания была порядка 1000—3000 ч, в некоторых случаях 5000 и 10 000 ч. Совершенно не учитывалась величина деформации, приобретаемая материалом в первом периоде ползучести, которая достигала особенно больших величин при высоких напряжениях у материалов, предназначенных для кратковременного срока службы.

Поэтому было предложено в ряде случаев определять суммарную ползучесть, приобретаемую материалом за первый и второй периоды ползучести. Для расчета деталей, работающих небольшой срок службы, можно пользоваться реальными кривыми ползучести.

Целесообразно также использовать данные о длительной прочности, устанавливающие предельный срок службы материала до разрушения.

Характеристики пластичности материала, получаемые при длительных испытаниях с доведением образцов до разрушения, очень ценны, так как их значения указывают на характер разрушения (пластичный или хрупкий) и величину допускаемой пластической деформации.

В случае относительно хрупких материалов, которые часто используют в авиационных газовых турбинах, нельзя допустить большие значения пластической деформации, так как это может привести к разрушению детали раньше, чем деформация достигнет требуемой величины. Примером могут служить никельхромоти-

танистые сплавы, у которых разрушение при 700°C может проходить при суммарной деформации порядка 0,5—2,0%. Поэтому, если конструктор примет за величину допускаемых деформаций 1% за 1000 ч при 700°C , то деталь из этого сплава может разрушиться раньше, чем пластическая деформация достигнет 1%. Разрушенные образцы при испытании на длительную прочность в этом случае показывают очень хрупкий излом при суммарном удлинении не более 0,2—2,0%.

В зависимости от условий работы деталей из более пластичных материалов допускают большие величины пластической деформации. В отдельных случаях, чтобы предотвратить аварии, предпочитают применять более пластичные материалы, хотя и менее прочные. Например, в крекинг-установках предпочитают применять менее жаропрочные, но более пластичные ферритные стали вместо малопластичных при рабочих температурах аустенитных.

Удлинение и сужение, определяемые при кратковременных испытаниях, свидетельствуют только о пластичности при заданных скоростях или длительности испытания, которая может очень сильно отличаться от пластичности, определяемой при длительных испытаниях (см. рис. 14).

Кроме общей пластичности, определяемой на разрушенных образцах после кратковременных или длительных испытаний, важно знать запас пластичности до начала третьего периода ползучести. Были предложены [42, 37, 38] методы определения запаса пластичности.

Ползучесть сплавов определяется специальными испытаниями при соответствующих постоянных температурах и напряжениях с замером пластической деформации во времени.

Кроме того, проводят также испытания на ползучесть при сжатии, кручении, изгибе, а иногда и при более сложных комбинированных напряжениях, как например растяжении с изгибом, кручении с изгибом и т. п. [39, 40].

При испытании на ползучесть образец не доводят до разрушения и на диаграмме получают только два участка: начальный — криволинейный $A - B$ и следующий за ним прямолинейный $B - C'$. Участок третьей стадии ползучести в большинстве случаев отсутствует, так как начало его (точка C) далеко отстоит от точки C' . Положение точек C и C' сильно зависит от приложенных напряжений, температуры и длительности испытания (рис. 19).

Если снять кривые ползучести при одной температуре, но при различных постоянно приложенных нагрузках, то можно получить семейство кривых ползучести (см. рис. 20).

При некоторых средних или высоких напряжениях получается кривая ползучести, сходная с кривой, приведенной на рис. 19. При очень малых нагрузках на кривых ползучести участок $C - D$, характерный для третьей стадии, отсутствует, но он, как предполагают многие исследователи, должен обнаружи-

ваться при очень длительном испытании. При больших напряжениях сильно сокращается участок $B-C$ (II стадия ползучести) и на кривых можно отметить только переходную точку B , отвечающую минимальной скорости ползучести.

Когда срок службы изделий небольшой (100—1000 ч), для расчета деталей можно пользоваться данными первичных кривых ползучести без экстраполяции.

Стали для стационарных газовых турбин и энергетических установок, срок службы которых (50 000—100 000 ч) во много раз больше, чем продолжительность испытания при определении пре-

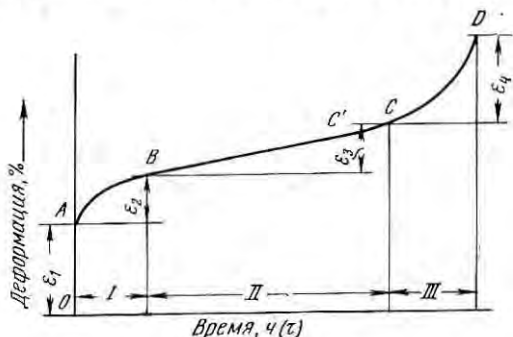


Рис. 19. Типичная кривая ползучести:

I, II, III — стадии ползучести

делов ползучести, испытывают в большинстве случаев в течение 1000—3000 ч и реже 10 000 ч.

Известны случаи испытаний в течение 50 000 и 100 000 ч.

Продолжительность испытаний устанавливают в зависимости от хода кривой ползучести из расчета, чтобы прямолинейный участок $B-C'$ был равен по времени участку неустановившейся ползучести $A-B$ или в полтора раза превышал его. Практически — это длительность в 500—1000 ч для участка $A-B$ и 1000—3000 ч для участка $B-C$ (см. рис. 19).

В случае определения допускаемых напряжений для деталей с очень длительным сроком службы, как правило, приходится использовать метод экстраполяции. При этом точность определения скоростей пластической деформации, точность регулирования температуры и особенно правильность методов подсчета допускаемых напряжений имеют большое значение для надежности работы материала.

Пределы ползучести могут быть определены по суммарной (общей деформации), остаточной деформации, по равномерной скорости ползучести и по равномерной скорости ползучести с учетом ползучести на первой стадии.

Деформации при испытании на ползучесть измеряют при помощи двух индикаторов.

Для подсчета и построения кривой ползучести берут среднее значение показаний левого и правого индикаторов и определяют относительную деформацию ϵ_x по формуле

$$\epsilon_x = \frac{\Delta_x}{l_0} \cdot 100\%,$$

где Δ_x — абсолютная средняя деформация, мм, за определенный отрезок времени;

l_0 — длина образца.

Относительная начальная деформация ϵ_n в момент нагружения равна

$$\epsilon_n = \frac{\Delta_n}{l_0} \cdot 100\%,$$

где Δ_n — абсолютная начальная деформация.

Суммарную или общую деформацию ϵ_n за определенный промежуток времени получают последовательным суммированием относительных начальной деформации и деформации при каждом замере:

$$\epsilon_n = \epsilon_{n-1} + \frac{\Delta_n}{l_0} \cdot 100\%.$$

По данным замеров относительной деформации строят первичную реальную кривую ползучести, при этом по оси ординат откладывают величину относительной деформации, а по оси абсцисс — продолжительность испытания.

Первичные кривые ползучести обрабатывают, в результате чего определяют скорость ползучести, пределы ползучести и различные зависимости деформации от напряжения, температуры и времени, необходимые для расчета деталей (рис. 20—22).

Пользуясь этими кривыми, конструктор может определить при заданной температуре и допустимой пластической деформации допускаемые напряжения и срок службы изделий.

Практика показывает, что в ряде случаев при нанесении экспериментальных данных на диаграмму в логарифмических координатах зависимость между скоростями ползучести (V_n) и напряжением (σ) близка к прямолинейной и описывается формулой

$$V_n = a\sigma^n,$$

где a — постоянная;

n — показатель функции, определяемый из уравнения

$$n = \frac{\lg V_2 - \lg V_1}{\lg \sigma_2 - \lg \sigma_1}.$$

Прямолинейная зависимость между напряжением и скоростями ползучести по второй стадии послужила основанием для

широкой экстраполяции при расчетах за пределами времени эксперимента. Однако, как показал опыт, этот метод ненадежен для малых напряжений [43].

Рядом исследователей были предложены эмпирические формулы, часто применяемые при расчетах и связывающие изменение

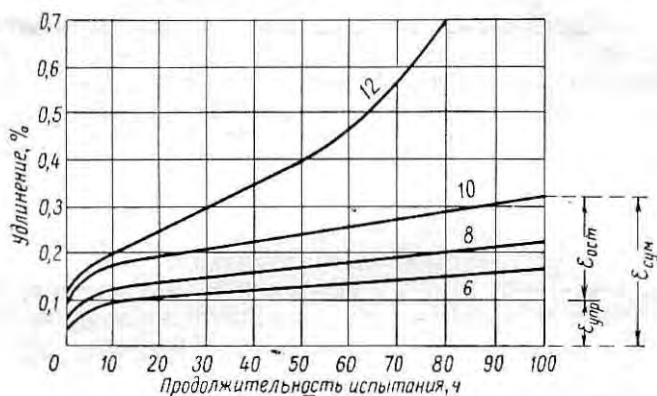


Рис. 20. Кривые ползучести стали марки ЭИ388 при 800°С и схема определения пределов ползучести по остаточной и суммарной деформациям (цифры у кривых — напряжение, кг/мм²)

равномерной (минимальной) скорости ползучести ($V_{\text{мин}}$) с напряжением:

$$V_{\text{п}} = ae^{\frac{\sigma}{b}} \text{ (Людвик);}$$

$$V_{\text{п}} = a\sigma^b \text{ (Нортон);}$$

$$V_{\text{п}} = ae^{bT} \sigma^n \text{ (Бейли [34]);}$$

$$V_{\text{п}} = a \left(e^{\frac{\sigma}{b}} - 1 \right) \text{ (Зоденберг [35]);}$$

$$V_{\text{п}} = ash \frac{\sigma}{b} \text{ (Надаи и Макветти [43]);}$$

$$V_{\text{п}} = ae^{-\frac{c}{bT}} \sigma e^{t(\sigma)} \text{ (Кантер [36]);}$$

$$V_{\text{п}} = \frac{1}{t_0 E} (\sigma - \sigma_2) e^{\frac{\sigma - \sigma_2}{b}} \text{ (Одинг).}$$

В связи с тем, что кривые ползучести в сильной степени меняются в зависимости от материала, режимов термической обработки и условий испытания, эти формулы не всегда отвечают

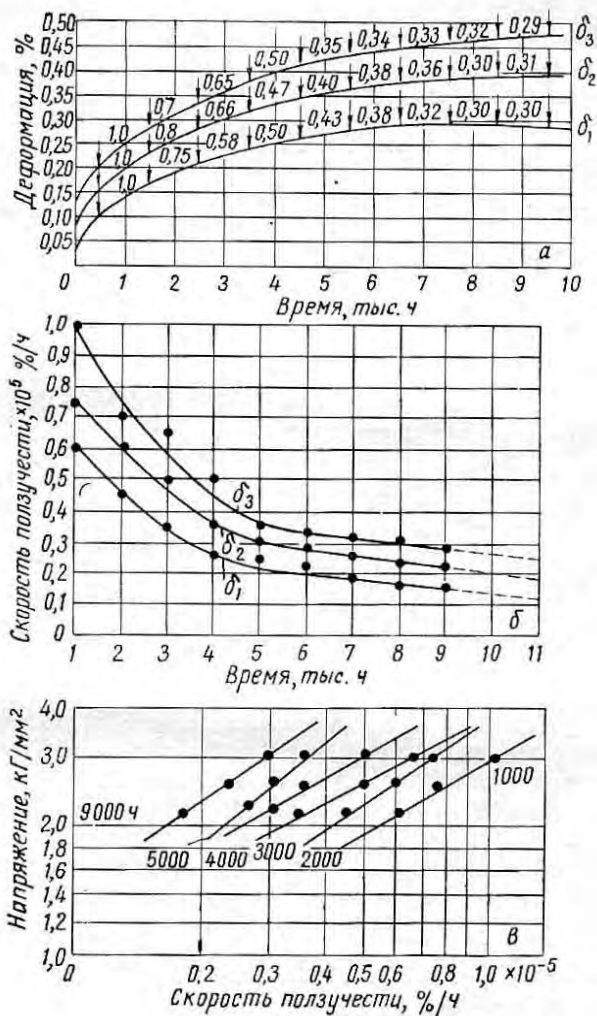


Рис. 21. Схема определения скоростей ползучести по кривым неравномерной ползучести:

а — схема изменения скорости ползучести (цифры на кривой — удлинение, %); *б* — кривые изменения скорости ползучести во времени; *в* — влияние затухания скорости ползучести на предел ползучести

экспериментальным данным или совпадают с ними на небольшом участке кривой ползучести.

Наилучшее совпадение с экспериментальными данными в широком интервале скоростей ползучести показывают зависимости, выведенные Надаи [43].

При больших напряжениях между скоростью ползучести и напряжением существует параболическая зависимость, а при малых напряжениях степенное уравнение неточно.

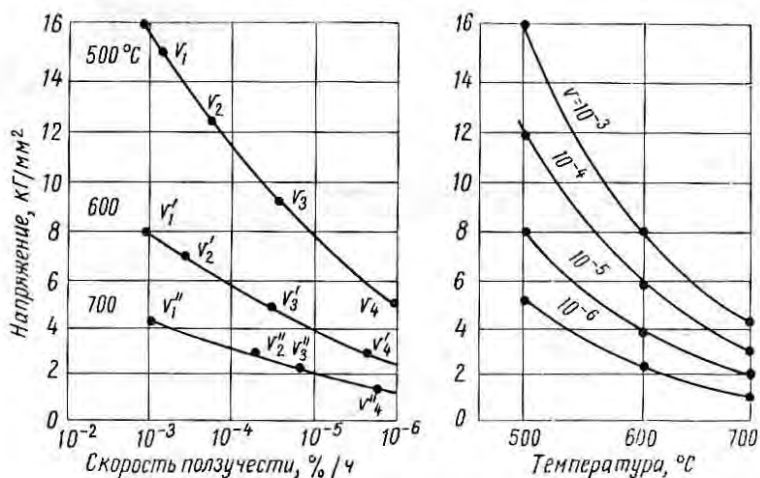


Рис. 22. Результаты испытаний на ползучесть и построение температурной зависимости между напряжением и скоростями ползучести

Для уточнения расчета при малых напряжениях Надаи [43] была предложена функциональная зависимость в виде гиперболического синуса между напряжением и скоростью ползучести.

Надаи и Макветти [43] предлагают для упрощения расчетов специальную диаграмму гиперболической синусоидальной функции. Эта функция находится в соответствии с данными некоторых исследований по изучению пластичности.

Для больших значений (отношения $\frac{\sigma}{\sigma_0}$) она приближается к показательной функции, выраженной первым членом в скобках следующего уравнения:

$$V = V_n \operatorname{sh} \frac{\sigma}{\sigma_0} = \frac{V_n}{2} \left(e^{\frac{\sigma}{\sigma_0}} - e^{-\frac{\sigma}{\sigma_0}} \right),$$

т. е. становится идентичной уравнению, выражающему логарифмический закон изменения скорости ползучести от напряжения:

$$V = \frac{V_n}{2} e^{\frac{\sigma}{\sigma_0}}.$$

Для небольших значений σ и V предыдущее уравнение принимает вид

$$V = V_n \frac{\sigma}{\sigma_0},$$

это означает, что вязкость материала $\eta = \frac{\sigma_0}{V_n}$ при нулевом напряжении.

Применение гиперболической синусоидальной зависимости ограничивается материалами, в которых в процессе испытания не происходит фазовых изменений. В случае применения стареющих сталей и сплавов будут наблюдаться значительные отклонения. Кроме того, эта зависимость применима к изотермическим испытаниям и небольшие отклонения в температурах вызывают большие колебания.

И. А. Одингом предложено уравнение:

$$V_n = \frac{1}{t_0 E} (\sigma - \sigma_2) e^{\frac{\sigma - \sigma_2}{b}},$$

где σ_2 — предел релаксации;
 t_0 и b — коэффициенты, которые устанавливают экспериментально и значения которых для ряда деталей приведены в книге И. А. Одингга.

На рис. 23 приведены реальные кривые ползучести стали типа 18-8 с титаном и молибденом а также без них. Наблюдается большое различие в кривых для разных температур испытания и нагрузок.

Ход кривой ползучести также зависит от структурных изменений (образование и растворение фаз), которые происходят в сплаве при действии температуры, времени и напряжения и изменяют сопротивление сплава пластической деформации. Сильнее это отражается не на кривых ползучести, а на кривых изменения скорости ползучести (рис. 23).

Если в материале не происходит структурных изменений, то скорость ползучести постепенно уменьшается до минимума, остается постоянной, и только при переходе в III стадию ползучести увеличивается.

В работе [45] проведены испытания на ползучесть и длительную прочность продолжительностью 25 000—114 000 ч (рис. 24) сплавов марок 1X12ВНМФ, ЭИ395, ХН35ВТ (ЭИ612), ЭИ612К, ХН80ТБЮ и Х11ЛБ (литье) с определением скоростей ползучести. Найдено, что скорость установившейся ползучести и длительность второго периода обуславливаются особенностями структурных процессов, протекающих в стали. Установившаяся ползучесть протекает с неодинаковой скоростью и может характеризоваться некоторой средней величиной скорости ползучести. К началу третьего периода ползучести у указанных жаропрочных сталей при испытании их при низких напряжениях величина накопленной пла-

стической деформации составляла 0,2—0,5%. Эта величина, по мнению Л. Я. Либермана, определяет длительность второго периода ползучести (рис. 24) и может служить ее критерием.

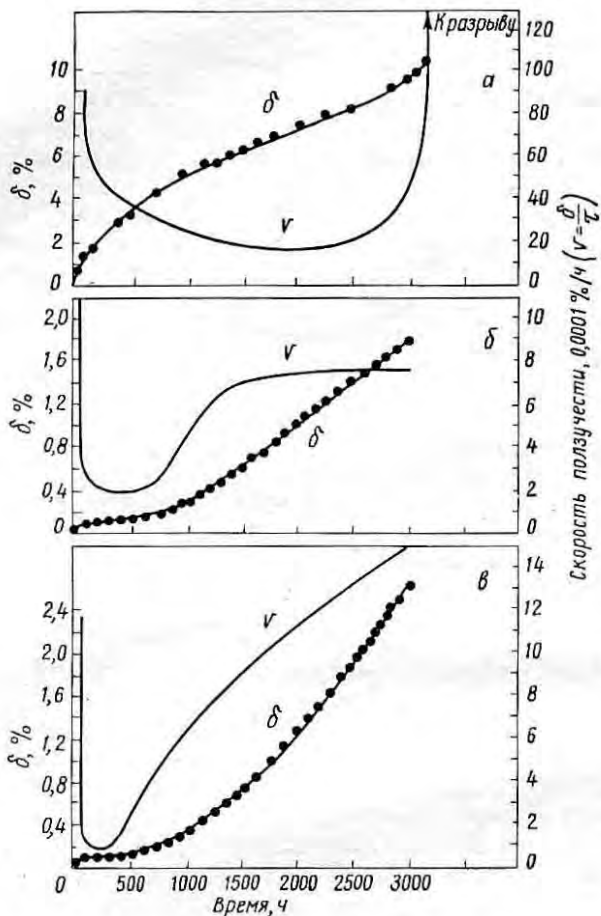


Рис. 23. Кривые ползучести хромоникелевой стали и изменение скоростей ползучести в зависимости от продолжительности испытаний:

а — сталь 18-10 с 0,05% С и 0,42% Ti, $t = 815^\circ \text{C}$, $\sigma = 1,96 \text{ кг/мм}^2$; б — сталь 18-10 с 0,05% С, $t = 704^\circ \text{C}$, $\sigma = 4,2 \text{ кг/мм}^2$; в — сталь 18-12 с 0,08% С и 2,5% Mo, $t = 815^\circ \text{C}$, $\sigma = 4,2 \text{ кг/мм}^2$

Отмечены случаи отрицательной ползучести, связанные с тем, что резкое уменьшение объема металла вследствие образования фаз, накладываясь на ползучесть в течение некоторого времени, вызывает не увеличение размера образца, а его уменьшение. Такого рода изменения можно наблюдать у многих дисперсионно твердеющих сталей и стали марки ЭИ696 после закалки на твер-

дый раствор при последующем испытании на ползучесть при температуре ее старения [9, с. 273]. Поэтому чрезвычайно важно испытания на ползучесть вести продолжительное время и дополнять их испытаниями на длительную прочность.

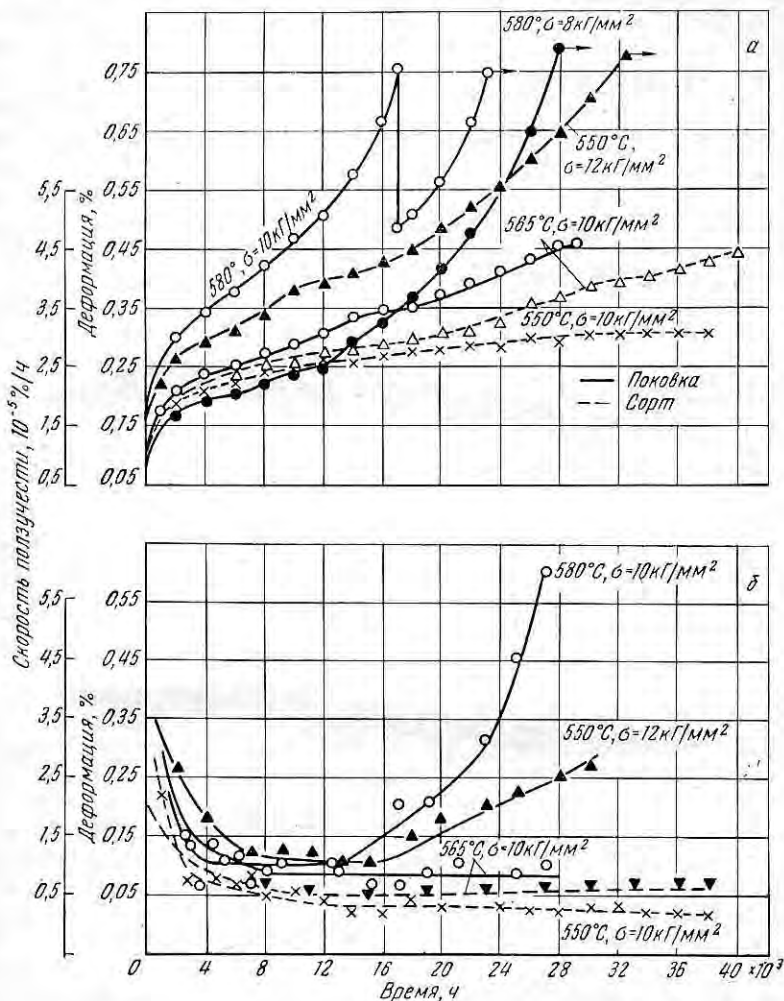


Рис. 24. Кривые ползучести стали IX12VMF (а) и изменение скоростей ползучести (б)

Для более полной оценки жаропрочных свойств сплава (длительной прочности и сопротивления ползучести) И. А. Одинг и В. С. Иванова [37, 38] предложили учитывать так называемый ресурс пластичности, который представляет собой произведение

скорости ползучести и времени до разрушения (службы) при заданных напряжениях и температуре:

$$\varepsilon_{\text{рес}} = V_{\text{п}} \tau_{\text{сл}}.$$

Ресурс пластичности приближенно отражает суммарную деформацию образца на первом и втором участках кривой ползучести. При этом не учитывается ползучесть на третьей стадии; в этой стадии она ускоренная и, безусловно, больше $\varepsilon_{\text{рес}}$.

При испытании на длительную прочность удлинения замеряют на разрушенных образцах и эта характеристика включает в себя удлинение, полученное на всей кривой ползучести, в том числе и на третьей стадии.

Согласно данным [33], между установившейся скоростью ползучести ($V_{\text{п}}$) и временем до разрушения ($\tau_{\text{дл}}$) существуют приближенные зависимости:

$$V = P\sigma^p \text{ и } \tau_{\text{дл}} = D_t \sigma^{-d},$$

где P , D , d , p — постоянные коэффициенты.

При использовании этих уравнений были получены следующие зависимости:

$$\tau_{\text{дл}} = D_t P^{\frac{d}{p}} V^{-\frac{d}{p}};$$

$$\varepsilon_{\text{рес}} = P D_t \sigma^{(p-d)};$$

$$\varepsilon_{\text{рес}} = P D_t^{\frac{p}{d}} \tau_{\text{сл}}^{1-\frac{p}{d}};$$

$$\varepsilon_{\text{рес}} = D_t P^{\frac{d}{p}} V^{1-\frac{d}{p}}.$$

В. С. Ивановой [33] построены обобщенные диаграммы критериев ползучести в логарифмическом масштабе (рис. 25, а).

В верхнем правом квадрате 2 (рис. 25, б) дана кривая изменения скорости ползучести ($v_{\text{п}}$) от напряжения по данным испытаний, а в верхнем левом 1 — кривая длительной прочности, также по данным испытаний. По этим зависимостям строят два графика ресурса пластичности $\varepsilon_{\text{рес}} = F(\tau_{\text{дл}})$ и $\varepsilon_{\text{рес}} = f(v)$, которые изображены в квадратах 3, 4 (рис. 25, б). Ресурс пластичности при $p < d$ увеличивается, при $p > d$ уменьшается. У стали ЭИ257 при 550° С с увеличением длительности испытания ресурс пластичности увеличивается и к 100 000 ч достигает 30%, в то время как у другой стали (12ХМ) при 540° С он уменьшается и для срока службы в 100 000 ч оказывается <1%. Ресурс пластичности можно экстраполировать в случае, если в материале не происходит больших структурных изменений, которые могут изменить наклон прямой линии зависимости

$$\tau_{\text{дл}} = f(\sigma).$$

При большой пластичности необходимо учитывать возможное сильное изменение площади сечения образца.

И. А. Одинг [37, 38, 28] отмечает, что ресурс пластичности полезно брать за основу для расчетов при установлении допускаемых напряжений и запасов прочности деталей, работающих в условиях ползучести. Допускаемая скорость ползучести может быть определена, исходя из срока службы и допускаемой деформации; можно установить допускаемое напряжение ($\sigma_{\text{доп}}$), выражающее эту скорость ползучести (см. квадрат 2, рис. 25, б).

Третья стадия ползучести характеризуется уско-

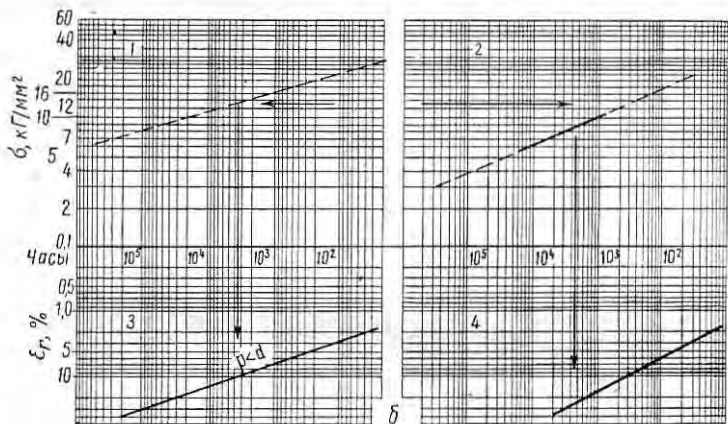
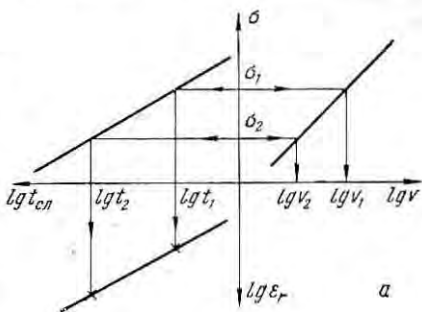


Рис. 25. Обобщенная диаграмма критериев ползучести (а) и диаграмма для стали ЭИ257 при 550° С (б)

рением ползучести и приводит к разрушению образца. Определение начала этой стадии имеет большое значение для установления надежных пределов ползучести или времени, в течение которого изделия могут работать без разрушения.

С точки зрения практического применения, особенно при длительном сроке службы, предпочтение следует отдать тому сплаву, у которого при одинаковых скоростях ползучести II стадия больше.

На рис. 26 показан пример различного хода кривых ползучести у трех образцов с доведением их до разрушения.

Сплав 1 относится к малопрочным материалам, почти не имеющим участка II стадии, и деформация быстро увеличивается со временем. Кривая изменения деформации материала 2 имеет явно выраженный достаточно большой участок II стадии. При этом материалы 1 и 2 имеют почти одинаковое удлинение, замеренное на разорванных образцах. Материал 3 отличается еще более высоким сопротивлением ползучести и имеет достаточно большой участок II стадии, однако переход в III стадию ползучести заканчивается быстрым разрушением без существенного удлинения, т. е. хрупко.

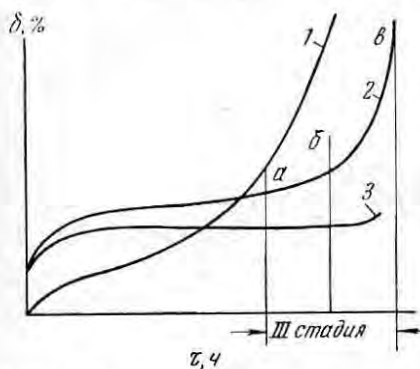


Рис. 26. Кривые ползучести трех различных материалов

Высоконапряженные детали авиационных газовых турбин работают частично в III стадии ползучести. Когда металл достаточно пластичен, третью стадию ползучести можно разбить на два участка (рис. 26, 2): $a—б$ с относительно малым ускорением ползучести и $б—в$ с очень сильным ускорением ползучести, ведущим к разрушению образца. Участок $a—б$ иногда используется при работе деталей под большими напряжениями.

На рис. 27 приведена диаграмма зависимости допустимого напряжения от времени до разрушения, а также начала появления III стадии ползучести от напряжения.

Считается, что полезный срок службы металла заканчивается тогда, когда появляются первые трещины, так как с их появлением площадь поперечного сечения образца или детали быстро уменьшается, а воздействие концентрации напряжений ускоряет процесс межкристаллитного растрескивания. Переход в III стадию ползучести сигнализирует о возможном разрушении материала. Поэтому следует различать суммарную пластичность, т. е. ту пластичность, которую определяют по удлинению образцов после разрушения, и истинную пластичность, которой обладает материал до перехода в III стадию ползучести (суммарную пластичность за первый и второй периоды ползучести). Насколько отличается суммарная пластичность от истинной, можно видеть из данных, приведенных на рис. 28. Важнее знать истинное удлинение, полученное образцом до перехода в III стадию ползучести, а не общее суммарное, не имеющее большого значения для практики.

На рис. 29 приведены образцы стали 4X14H14B2M после испытания на длительную прочность, показавшие хрупкое, пластичное и очень пластичное разрушение [2].

В зависимости от состава сплава переход на III стадию ползучести протекает различно. У некоторых сплавов он сопровождается межкристаллитным растрескиванием, преимущественно на по-

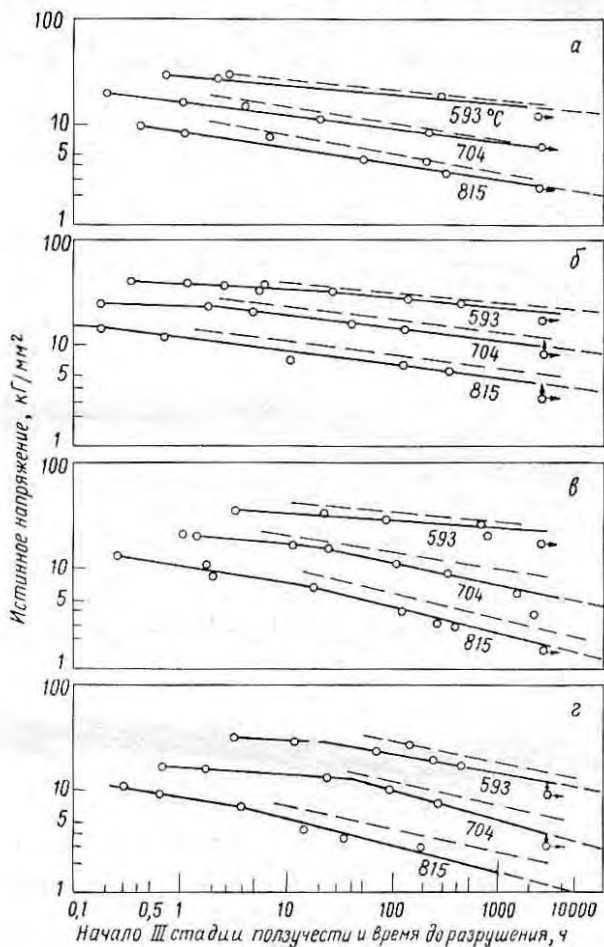


Рис. 27. Зависимость между напряжением и временем до разрушения (штриховые линии) и между напряжением и началом III стадии ползучести (сплошные линии) при различных температурах испытания:

а — сталь 18-10 с 0,05% С; б — сталь М18-12 с 2,5% Мо и 0,08% С; в — сталь 18-11 с 0,78% Nb и 0,06% С; г — сталь 18-10 с 0,42% Ti и 0,05% С

верхности образцов, которое в большинстве случаев обуславливает быстрое разрушение материала.

Однако появление надрывов не обязательно ведет к быстрому разрушению образцов и деталей. Оно наступает через удвоенное

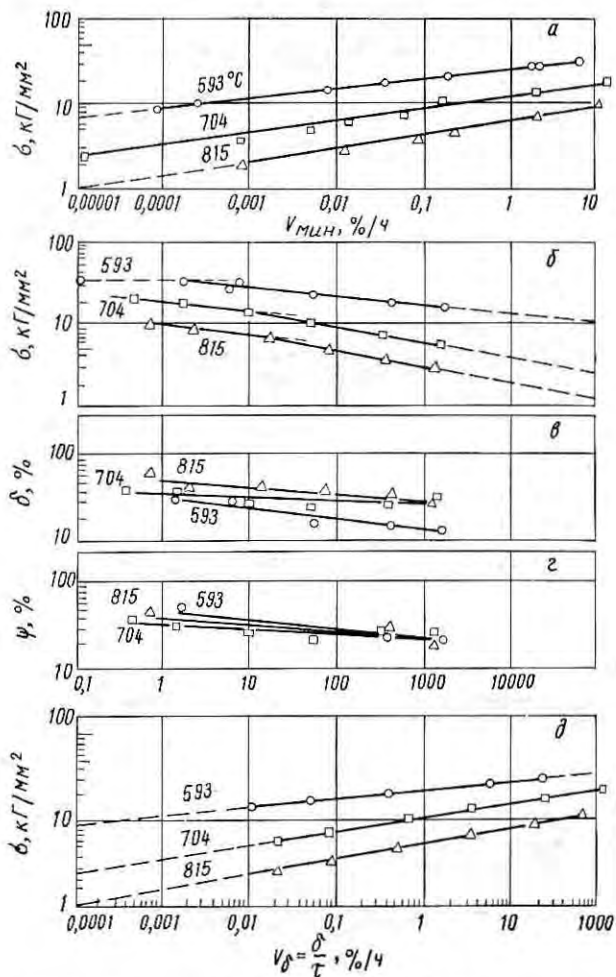


Рис. 28. Изменение свойств стали 18-8 в зависимости от длительности испытания при различных температурах:

a — зависимость между скоростями ползучести и напряжением ($\sigma - V_{\text{мин}}$); *б* — длительная прочность; *в* — изменение удлинения (δ) в зависимости от времени при испытании на длительную прочность; *г* — изменение сужения поперечного сечения (ψ) от времени; *д* — изменение скорости удлинения в зависимости от длительности испытания

$$(v_\delta = \frac{\delta}{t})$$

или даже утроенное время с момента возникновения первых надрывов.

Из практики [46] следует, что у некоторых сплавов при испытании на длительную прочность трещины возникают задолго до разрушения. Например, у никельхромтитанистого сплава типа 75—20—2,5 с 0,7% Al при испытании на длительную прочность при 700° С и напряжении 36 кГ/мм² трещины обнаруживаются после 30—50-ч испытания, в то время как разрушение наблюдается при

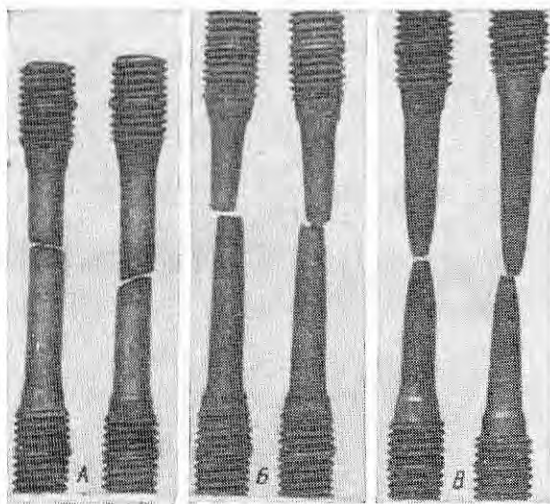


Рис. 29. Вид образцов стали 4X14H14B2M после испытания на длительную прочность при 825° С и $\sigma = 7$ кГ/мм². Режим термической обработки:

А — закалка с 1180° С в воде; Б — закалка с 1050° С в воде; В — 5 ч отпуск при 820° С послековки [2]

100—200-ч испытания. При 800° С и напряжении 16 кГ/мм² у этого же сплава трещины появляются после 20-ч испытания, а разрушение наступает после 100-ч испытания.

На рис. 30 показана структура металла с трещинами. Как видно, образовавшиеся трещины носят межкристаллитный характер. Вероятнее всего межкристаллитные надрывы образуются в тех местах пограничного слоя, в которых пластическая деформация наиболее затруднена, что обусловлено соответствующей разницей в ориентировках кристаллов, а также разнотерностью [46, 47].

В работе [48] показано, что исчерпание жаропрочности сплавов ЭИ437 и ЭИ617 связано с процессом преимущественно межзеренного растрескивания материала в результате воздействия температур и напряжений и с резким уменьшением их пластичности.



Рис. 30. Образование трещин в сплаве ЭИ437 на стыке крупных кристаллов при испытании на длительную прочность (800°C , $\sigma = 16 \text{ кг/мм}^2$)

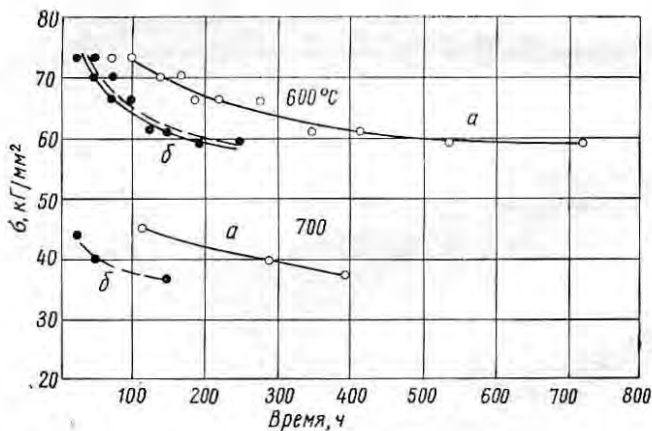


Рис. 31. Изменение длительной прочности (а) и кривые повреждаемости (б) сплава ЭИ437Б при 600 и 700°C

Поэтому для некоторых сплавов рекомендуется на диаграмму длительной прочности наносить кривую зависимости появления первых трещин на образцах от длительности испытаний (так называемую кривую повреждаемости, рис. 31). Интересно отметить, что на газотурбинном двигателе одного типа, работающем при высоких температурах, первые трещины на спинке лопатки появлялись через 150 ч и несмотря на это лопатки не разрушались в течение 600—800 ч. Когда же трещинки возникали на входной или выходной кромках, разрушение происходило значительно быстрее.

В работе [49, с. 295] показано, что в условиях ползучести через 30—50% от времени до разрушения образца по границам зерен появляются микротрещины, направленные перпендикулярно к оси растяжения. Снижение прочности сплава авторы связывают в основном с развитием этих трещин. Показано, что длительная прочность образцов с ликвационной неоднородностью, выходящей на поверхность, резко уменьшается. Электролитическое полирование образца после механической обработки способствует увеличению срока службы в два раза.

Длительная прочность

Конечная стадия пластического течения металла под напряжением — разрушение. Изменения в структуре или начальные нарушения сплошности металла, приводящие к разрушению как при пластическом течении металла, так и при хрупком, начинаются еще задолго до разрушения во второй и третьей стадиях ползучести. Нарушение сплошности металла происходит сначала в ограниченных участках вследствие неоднородности свойств и затем, накапливаясь во все большем объеме, приводит поликристаллическое тело к разрушению. Величина истинных напряжений в микрообъемах поликристаллического тела в общем случае совершенно иная по сравнению с приложенным напряжением.

Испытания на длительную прочность проводят при постоянных температуре и нагрузке, доводя образцы до разрушения и определяя время до разрушения. Время до разрушения — характеристика, определяющая сопротивление материала действию длительно приложенных нагрузок при соответствующих температурах.

Кроме того, на разрушенных образцах измеряют относительное удлинение и сужение поперечного сечения. Удлинение и сужение характеризуют пластические свойства материала в горячем состоянии в условиях длительного воздействия температур и напряжений.

Длительную прочность, или предел длительной прочности, принято выражать как напряжение (получаемое от деления нагрузки на первоначальное сечение образца), вызывающее разрушение материала при постоянной температуре за определенный промежуток времени. Обозначают его через напряжение с индексом

сом времени, за которое происходит разрушение материала, например σ_{100} , кг/мм²; σ_{1000} , кг/мм² и т. д.

Длительная прочность — важная характеристика материала, так как она определяет срок службы его до разрушения или, образно выражаясь, его живучесть. Сопоставление при расчетах предела длительной прочности с рабочими напряжениями позво-

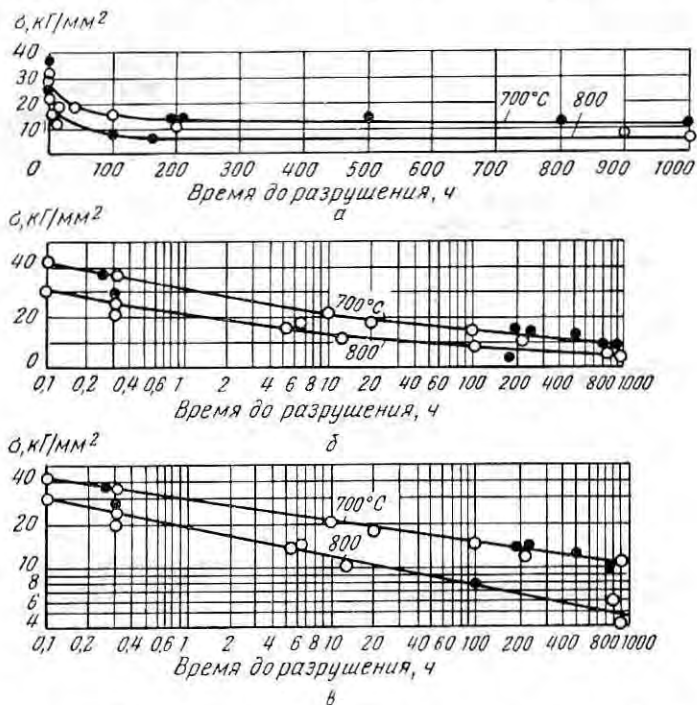


Рис. 32. Пример построения графиков длительной прочности стали 4X14N14B2M в простых (а), полулогарифмических (б) и логарифмических (в) координатах

ляет определить запас прочности материала как по напряжениям, так и по времени. Результаты испытаний на длительную прочность наносят на диаграмму с простыми полулогарифмическими или логарифмическими координатами *напряжение—время* (рис. 32).

Если результаты испытаний нанести на диаграмму с логарифмическими координатами, то зависимость между напряжением и временем до разрушения для многих сплавов выражается прямой линией и описывается уравнением

$$\tau = A \sigma_{\text{длит}}^{-n}$$

где τ — время до разрушения;
 A и n — постоянные.

Наклон линий, определяющий зависимость между временем до разрушения и напряжением, с повышением температуры увеличивается. Для одной и той же температуры этот наклон постоянен.

В случае структурных изменений (выделений σ -фазы, интенсивного разупрочнения под влиянием процессов рекристаллизации или усиленной коагуляции дисперсных фаз) нарушается прямолинейная зависимость, через определенный промежуток времени наблюдается перелом прямой $\lg \sigma - \lg \tau$ (см. рис. 27, *з*), указывающий на начало сильного снижения длительной прочности материала.

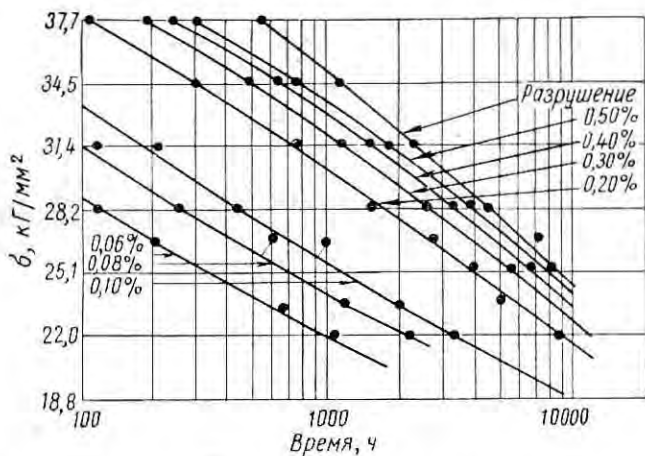


Рис. 33. Совмещенный график сопротивления ползучести и длительной прочности никельхромтитанистого сплава 75-20-2,5 с 0,7% Al при температуре испытания 650°С

Предел длительной прочности принято определять за 10, 100, 300, 1000 и 10 000 ч, пользуясь для этого данными логарифмических диаграмм (см. рис. 1; 2, 4—7 и 25). Прямолинейная зависимость, получаемая при нанесении результатов испытаний на диаграмму с логарифмическими координатами, послужила основанием для их экстраполяции с вычислением предела длительной прочности за 10 000 и 100 000 ч, т. е. на заданные сроки службы агрегатов. Необходимо отметить, что такая экстраполяция в известной степени рискованна из-за возможного охрупчивания материала в процессе испытания.

Большинство сплавов, применяемых в авиации, испытывают в течение 100—500 ч, а сплавы для стационарных газовых турбин 1000—3000 ч, иногда до 10 000 ч.

В ряде случаев результаты испытаний на длительную прочность и ползучесть наносят на одну и ту же диаграмму (для удобства пользования данными при расчетах); пример показан на рис. 33.

Как и при комнатной температуре, при испытании на длительную прочность можно определить истинное длительное сопротивление разрыву S_{∞} , относя разрушающую нагрузку к истинной площади поперечного сечения образца в момент разрушения.

Изменение пластичности при испытании на длительную прочность. Относительное удлинение и сужение поперечного сечения, определяемые на разрушенных образцах, характеризуют измене-

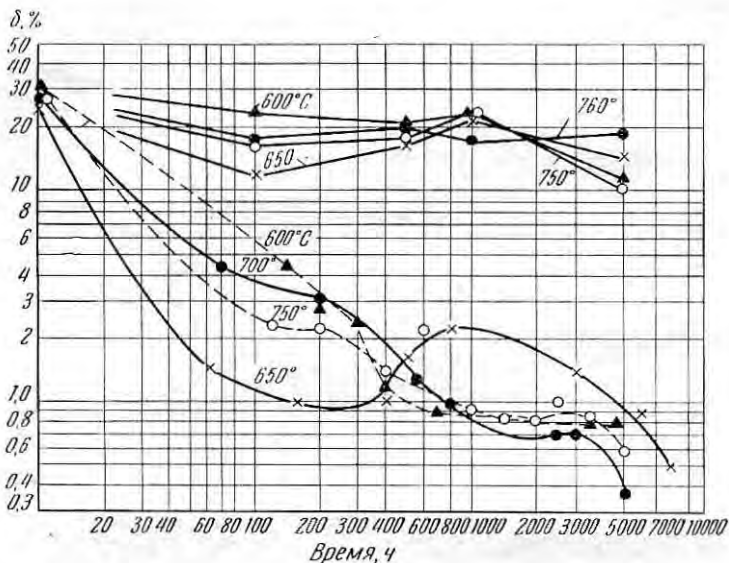


Рис. 34. Изменение относительного удлинения ($\delta, \%$) сплава ЭИ437Б в зависимости от продолжительности нагрева после различных выдержек при температурах старения без нагрузок (верхние кривые) и при испытании на длительную прочность (нижние кривые); испытания проводили при указанных на диаграмме температурах

ние пластических свойств материала к моменту его разрушения в условиях действия нагрузки, температуры и времени.

Сопоставляя характеристики пластичности материала после кратковременных и длительных испытаний на разрыв, можно установить, в каком направлении изменяются свойства. Падение пластических свойств с течением времени свидетельствует о процессах охрупчивания материала.

Пластические свойства при длительных испытаниях большинства низколегированных сталей и жаропрочных сплавов изменяются. Это изменение зависит от температуры испытания, состава и способа получения сталей.

На рис. 34 и 35 показано изменение пластичности ряда сплавов в зависимости от продолжительности испытания при различных температурах. Как видно из рисунка, под воздействием

температуры, времени и напряжения пластичность падает более интенсивно, чем под действием только температуры и времени, но без нагрузки. У сплавов ЭИ437Б и ЭИ765 охрупчивание протекает более интенсивно, чем у сплава ЭИ826. Сплав ЭИ827 при температурах 800—850°С более склонен к охрупчиванию, чем сплав ЭИ826 (рис. 35).

Изменение пластичности сплава в процессе длительных испытаний связано как с процессами дисперсионного твердения, так и с наклепом. Наблюдается большая разница в изменении пластичности во времени в условиях действия только одной температуры (без напряжения) и в условиях одновременного действия температуры и нагрузки (см. рис. 34).

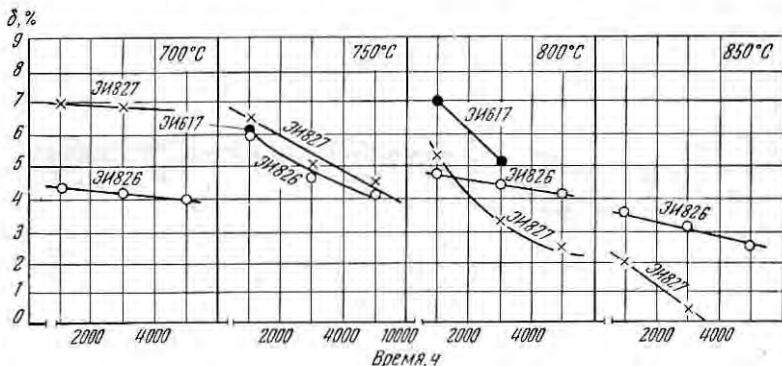


Рис. 35. Влияние продолжительности испытаний на удлинение сплавов ЭИ617, ЭИ826 и ЭИ827 при испытании их на длительную прочность при 700—850°С

В последнем случае происходит усиленное выделение вторичных фаз, приводящее в ряде случаев к сильному падению пластичности (охрупчиванию).

В ряде случаев резкое охрупчивание может привести к преждевременному разрушению деталей. В этом состоянии материал приобретает особую чувствительность к условиям испытания, при этом длительная прочность зависит от формы образцов. Образцы с резкими переходами в галтели или с рисками значительно менее стойки при длительных испытаниях по сравнению с образцами с гладкой и хорошо приготовленной поверхностью.

Для надежной работы детали необходимо, чтобы материал имел достаточный запас пластичности в исходном состоянии и во всем интервале рабочих температур ($\psi \geq 5\%$). Опыт показывает, что сплав, имеющий очень низкую пластичность при комнатных и умеренных температурах, но достаточную при высоких, также представляет опасность в эксплуатации. Например, рабочие лопатки, работающие частично в зоне действия умеренных температур, разрушаются не по перу, а по замковому соединению.

При аварии лопаток из достаточно пластичного материала выходят из строя только одна-две лопатки на турбинном диске, а при поломке одной лопатки из хрупкого материала выходят из строя все лопатки. В связи с этим важно, чтобы жаропрочный сплав имел достаточные прочность и пластичность во всем интервале рабочих температур.

В последнее время требования к кратковременной и длительной пластичности включают в качестве обязательных в технические условия (табл. 1); при этом указывают минимальные значения этих характеристик.

ТАБЛИЦА 1. СВОЙСТВА ЗАРУБЕЖНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ
А. Свойства при кратковременных испытаниях

Сплав	$t_{исп}$ °С	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %
Деформируемые сплавы				
Уаспалой	20	135,9 (122,5) *	95,2 (84)	24 (15)
	538	122,5 (113,4)	86,8 (78,4)	23 (13)
Рене 41	20	140 (126)	105 (92,4)	15 (12)
	760	101,5 (94,5)	87,5 (80,5)	18 (13)
Астролой	20	143,5 (133)	106,4 (96,6)	12 (10)
	760	112 (105)	92,4 (75,4)	15 (12)
Удимет-500	20	136,5 (122,5)	94,5 (84)	12 (10)
	760	98 (87,5)	84 (73,5)	15 (12)
М-252	20	129,5 (119)	87,5 (80,5)	20 (15)
	538	115,5 (112)	80,5 (73,5)	22 (15)
Литье				
МАР-М-200	20	94,5 (84)	84 (77)	7 (4)
МАР-М-211	20	103,6 (94,5)	81,6 (84)	6 (4)
МАР-М-246	20	98 (87,5)	84 (77)	5 (4)

Б. Длительная прочность

Сплав	$t_{исп}$ °С	σ , кг/мм ²	τ , ч	δ , %
Деформируемые сплавы				
Уаспалой	732	49	130 (70)	16 (6)
Рене 41	732	59,5	60 (30)	15 (8)
Астролой	982	14	35 (20)	12 (7)
Удимет-500	899	17,5	55 (30)	12 (6)
М-252	816	28	55 (30)	16 (8)
Литье				
МАР-М-200	982	21,7	55 (30)	5—7 (3)
МАР-М-211	982	20,3	30 (18)	6 (4)
МАР-М-246	982	21,7	55 ** (30)	(3)

* В скобках приведены значения свойств, предусмотренные ТУ, ** По диаграмме $\lg \sigma - \lg \tau$.

Такие минимальные значения пластичности в случае двигателей для самолетов, турбовозов и автомобилей должны быть гарантированы при минусовых температурах, так как при хранении зимой на воздухе и в момент запуска двигателя могут быть охлаждены до -50°C , а в случае турбонасосных агрегатов космических аппаратов — при температурах жидкого кислорода и водорода.

Для стационарных газовых турбин можно применять несколько менее пластичные при низких температурах материалы, так как при запуске они не подвергаются столь сильным воздействиям температур и напряжений, как газотурбинные двигатели подвижных установок.

В связи с тем, что пластические свойства у большинства жаропрочных сплавов с увеличением длительности испытания снижаются, возникла необходимость в экстраполяции данных по ползучести, чтобы установить величину падения ее через определенные промежутки времени. Такого рода экстраполяция позволяет предупредить преждевременный разрыв материала при работе вследствие охрупчивания.

Смит, Дулис и Хаустон [44] предложили следующий метод. Если нанести на график логарифм первоначально приложенного напряжения против логарифма отношения δ/τ или ψ/τ (δ и ψ получаются при разрыве за время τ), то эта зависимость будет прямолинейной. По существу это отношение представляет среднюю скорость ползучести. Продолжая эту линию до заданного времени, можно приближенно судить о величине удлинения, которое будет иметь образец к этому времени.

Ранее на рис. 28 были показаны изменения различных характеристик стали 18-8 с 0,05% С в зависимости от длительности испытания, в том числе и средней скорости удлинения. Как видно, в данном случае существует прямолинейная зависимость, однако для других сталей, особенно с более высоким содержанием углерода, эта зависимость не всегда прямолинейна. Кроме того, прямолинейная зависимость может быть характерна при изменении минимальных скоростей ползучести и средней скорости удлинения, тогда как на кривых длительной прочности может наблюдаться перелом.

Закономерности в изменении длительной прочности и ползучести. При нанесении экспериментальных данных по длительной прочности на логарифмическую диаграмму зависимость между напряжением и временем до разрушения отображается прямой линией, определяемой следующим уравнением:

$$\tau = a(\sigma)^n,$$

где τ — время до разрушения;

σ — постоянно приложенное напряжение;

a и n — постоянные.

При пользовании логарифмической диаграммой линейная зависимость удобна для экстраполяции, однако она имеет ряд огра-

ничений, связанных с изменением структуры и характера разрушения. С. Н. Журков [50], изучая связь между напряжением и временем до разрушения на чистых металлах (Zn, Al, Ag и Pt) установил, что эта связь в довольно широком интервале скоростей деформации выражается уравнением

$$\tau = Ae^{-a\sigma}, \quad (1)$$

где A — постоянная, зависящая от материала;

a — постоянная, зависящая от температуры.

По специально разработанной методике испытания определяли длительную прочность при различных скоростях деформации и времени до разрушения: от 0,10 сек до 3 мес.

Используя данные по определению этих зависимостей при различных температурах, можно построить температурно-временную зависимость, которая определяется уравнениями:

$$\tau = Ae^{-\frac{B}{T}} \quad (2)$$

или

$$\tau = Ae^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (3)$$

где A — постоянная, зависящая от материала;

B — постоянная, зависящая от температуры;

Q — энергия активации процесса;

R — газовая постоянная;

T — температура по абсолютной шкале.

В ряде работ показано, что изменение некоторых свойств материалов или скоростей процессов подчиняется определенным закономерностям, в которых широко используется функция распределения Больцмана:

$$\varepsilon = Ae^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (4)$$

где ε — скорость изменения свойств или процесса.

Предполагая, что изменение свойств при отпуске и разупрочнении при длительных высокотемпературных испытаниях следует тем же закономерностям, Ларсон и Миллер [51] предложили кривую изменения длительной прочности строить в зависимости от температурно-временного параметра, исходя из того, что $T(C + \lg \tau)$ — величина постоянная.

На рис. 36 показан пример построения такого рода диаграммы для длительной прочности.

Как видно, зависимость между напряжением, вызывающим разрушение при испытании на длительную прочность, и температурно-временным параметром определяется одной кривой, которая может

иметь излом при определенных значениях этого параметра (рис. 37).

В настоящее время эти диаграммы используют для построения кривых изменения прочностных характеристик сплавов [52]. Зна-

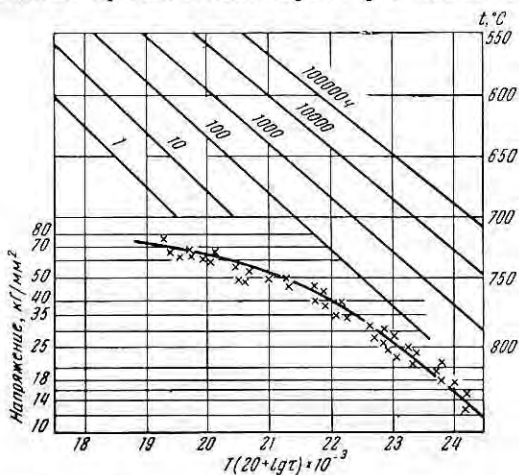


Рис. 36. Зависимость между напряжением, вызывающим разрушение, и температурно-временным параметром для сплава ЭИ437Б

чения константы C в зависимости от группы стали несколько различаются:

Низкоуглеродистая	18	25-20	15
0,5%-ная молибденовая	19	S-590	20
2 $\frac{1}{4}$ С — 1Мо	23	Хромомолибденовая	
18-8	18	63-27-6 с 3% Ni, 0,4% С	20
18-8 с Мо	17		

Если T_1 , T_2 и τ постоянны, то можно определить отклонения в значениях C :

$$T_1 (C + \lg \tau_1) = T_2 (C + \lg \tau_2).$$

При небольших изменениях температуры значения C изменяются очень мало.

Так как время до разрушения связано со скоростями ползучести, то для испытаний при постоянном напряжении его можно выразить, преобразуя уравнение (4):

$$\frac{1}{\tau_{дл}} = Ae^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (5)$$

где $\tau_{дл}$ — время до разрушения, ч;
 T — температура, °К,

$$T(C + \lg \tau) = \frac{Q}{2,3R} = \text{const.} \quad (6)$$

При постоянном напряжении константа C равна $\ln A$.

Уравнение (5) хорошо согласуется с экспериментальными данными для ряда сталей различного характера и в широком интервале температур. Величина $\ln A$ колеблется в очень небольших пределах (18—25), если срок службы выражается в часах.

И. А. Одинг и В. С. Иванова [37], сопоставляя экспериментальные данные для сплава S-816 и стали ЭИ257 с уравнением (5), пришли к выводу, что температурная зависимость предела длительной прочности по этому уравнению может быть использована лишь для грубой оценки. Для более точной экстраполяции лучше применять закон гиперболического синуса, преобразуя и упрощая следующее уравнение:

$$\frac{1}{\tau_{дл}} = Ae^{-\frac{Q}{RT}} 2 \operatorname{sh} \frac{a\sigma}{RT} \quad (7)$$

в уравнение

$$\sigma = \frac{Q - RT (\ln A - \ln \tau_{дл})}{a} \quad (8)$$

Принимая $\ln A = 20$ и $R = 2$ ккал/(моль·град), а значения Q и a для данной температуры, можно при испытании материала на длительную прочность определить τ_1 и τ_2 при двух заданных напряжениях σ_1 и σ_2 .

Решая два уравнения вида (8) для σ_1 и σ_2 , можно получить значения Q и a . Зная Q и a , можно определить напряжение при этой же температуре для большего срока службы металла.

Уравнение (8) можно использовать при колебаниях температуры в 50 град, а при больших колебаниях обнаруживаются значительные расхождения из-за протекания различных физико-химических процессов (1).

Авторы [80] отмечают, что в случае стали ЭИ257 при температуре испытания 550° С отклонения в результатах экстраполяции

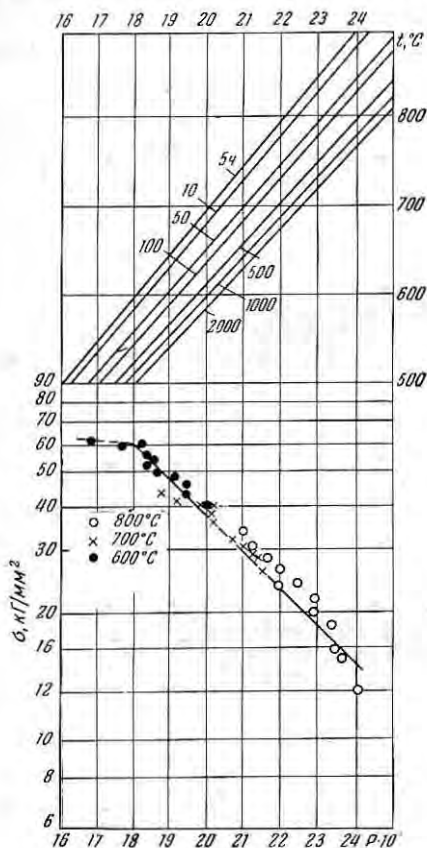


Рис. 37. Параметрическая зависимость длительной прочности для стали ЭИ481

по уравнениям (3) и (6) для 100 000-ч срока службы будут составлять 15% в первом случае и 1% во втором по сравнению с ходом экспериментальной кривой.

В. И. Никитин [53] полагает, что величину C следует считать характеристикой жаропрочности и принимать ее одинаковой для всех сплавов нельзя. Для более достоверного определения значения C предлагается строить зависимости произведения $T \lg \tau$ от температуры. Прямые, выражающие эти зависимости, наклонены к оси абсцисс под углом, равным C . Соответственно лучи, выходящие из начала координат, представляют зависимость произведения $T \lg \tau$ от температуры при заданном постоянном времени (линии равного времени). В своих последующих работах В. И. Никитин [53] показал, что значения C не только различны для разных сплавов, но и зависят от напряжения (т. е. кривые зависимости $T \lg \tau$ от T не параллельны).

Большинство предложенных методов исходит из прямолинейной зависимости между $\lg \sigma - \lg \tau$. Как было отмечено выше, кривым длительной прочности свойствен перелом при относительно малом времени до разрушения. О таких переломах упоминает в своих работах и Грант [54], который связывает их с переходом от одного вида разрушения (по зерну) к другому (по границам зерен). Подчеркивается, что не исключена возможность переломов на кривых длительной прочности при большой продолжительности испытания, связанных с процессами рекристаллизации и другими процессами резкого разупрочнения.

Р. Н. Сизова провела статистическую обработку данных испытаний на длительную прочность ряда отечественных жаропрочных сплавов с экстраполяцией их по Ларсону—Миллеру [51] и Менсону—Гольдхофу [55, 56] с учетом рассеяния свойств.

Установлено, что разброс значений долговечности, свойственный жаропрочным сплавам при длительном статическом нагружении, достигает существенной величины (5—10 раз). Поэтому при расчете деталей, работающих при высоких температурах, необходимо учитывать рассеяние свойств материала и пользоваться нормальным законом распределения логарифма долговечности.

Показано, что при сравнительно кратковременных испытаниях (до 1000 ч) можно пользоваться относительно простой параметрической зависимостью по Ларсону—Миллеру $\lg \sigma - P$, где $\sigma = T (\lg \tau + 20)$.

На рис. 38—44 приведены диаграммы параметрической зависимости для наиболее широко применяемых сплавов после термической обработки по техническим условиям.

Приведенные на диаграммах кривые обобщенной зависимости напряжений от параметра Ларсона—Миллера построены по средним значениям, соответствуют вероятности 0,5 и состоят из двух участков, наклоненных под разными углами.

Диаграммы параметрической зависимости по Ларсону—Миллеру при длительности испытаний до 10 000 и 100 000 ч для боль-

шинства описанных в настоящей книге сталей и сплавов приведены в работе [11].

Влияние острых надрезов на длительную прочность. Ряд жаропрочных сплавов чувствителен к надрезу и при испытании на дли-

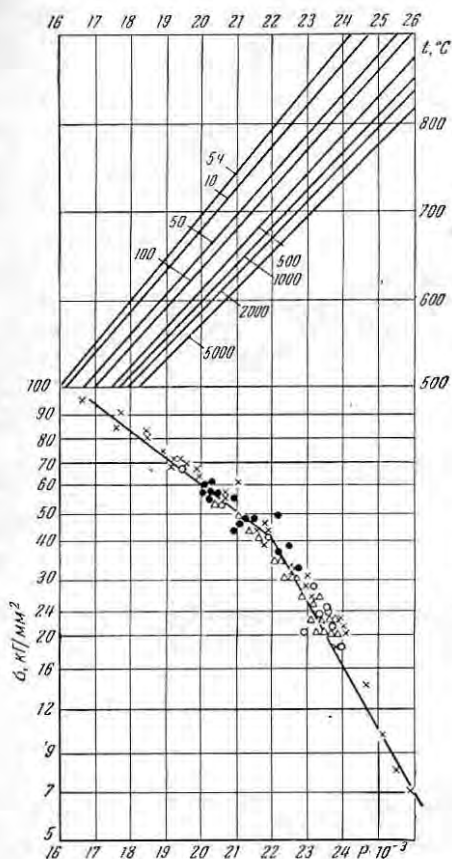


Рис. 38. Параметрическая зависимость длительной прочности для сплава ЭИ437Б (по данным Р. Н. Сизовой)

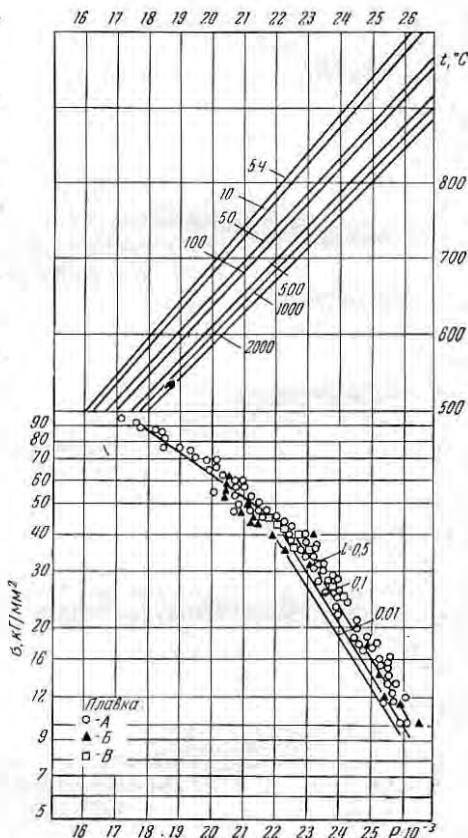


Рис. 39. Параметрическая зависимость длительной прочности для сплава ЭИ617 (с указанием коэффициента рассеяния l)

тельную прочность обнаруживаются более низкие значения времени до разрушения и, следовательно, пределов длительной прочности. Чувствительность к надрезу сплавов зависит от химического состава, термической или технологической обработки, температуры испытания и проявляется преимущественно в области температур и времени, при которых в сплавах наблюдается повышенное охрупчивание.

Чувствительность к надрезу имеет большое практическое значение, что наглядно иллюстрируется следующими примерами. При использовании дисков из сталей марок ЭИ434 и ЭИ481, имеющих елочное крепление в местах присоединения лопаток, вслед-

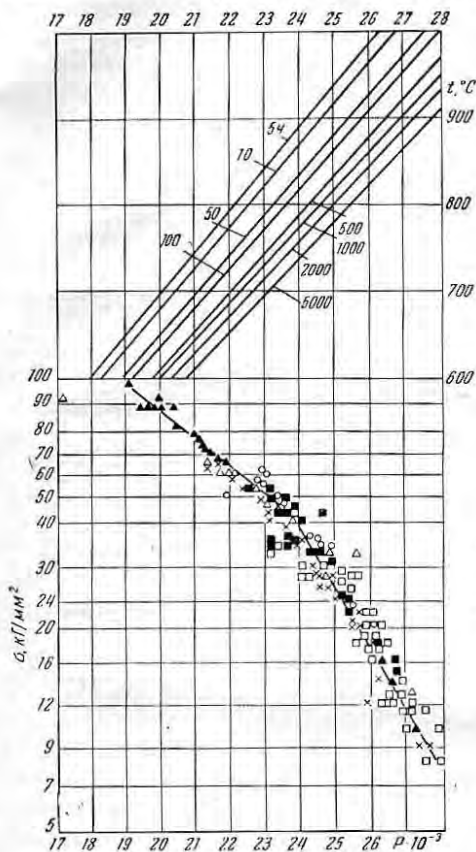


Рис. 40. Параметрическая зависимость длительной прочности для сплава ЭИ867

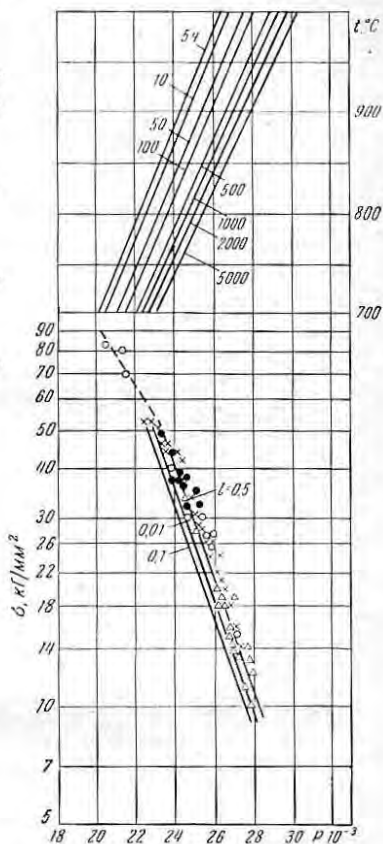


Рис. 41. Параметрическая зависимость длительной прочности для сплава ЭП109. Данные длительной прочности по разным источникам

ствие повышенной чувствительности материала к надрезу и из-за неправильной технологии изготовления дисков были случаи вырыва лопаток. В случае дисков из стали ЭИ434 причиной была излишняя перенагревка стали при полугорячем наклепе (обжатие 7—10% вместо 3—6), а у дисков из стали ЭИ481 — отпуск при пониженных температурах (650—700° С) и вследствие этого чрезмерное охрупчивание в результате усиленного дисперсионного твердения.

На рис. 45 показана зависимость времени до разрушения гладких образцов и образцов с надрезом из стали ЭИ481 от твердости материала.

Образцы этой стали при твердости 320 НВ были очень чувствительны к надрезу и разрушались через 2—15 ч при испытании их при 650° С и напряжении 32 кг/мм². После отпуска при 800° С

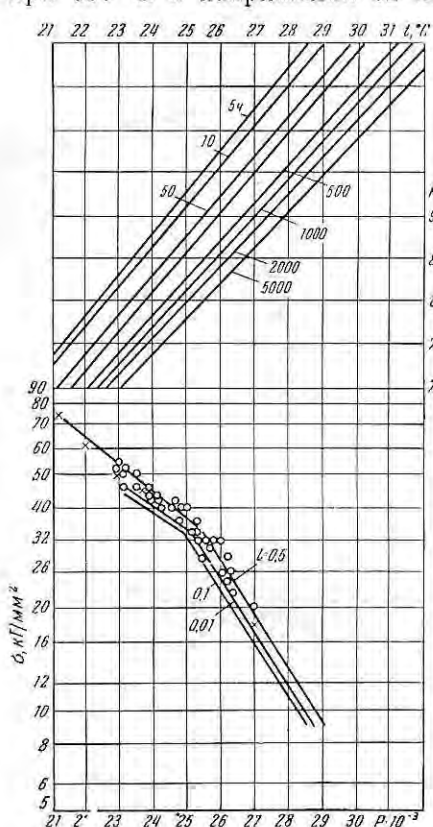


Рис. 42. Параметрическая зависимость длительной прочности для сплава ЖС6КП

длительной прочности гладких образцов меньше единицы. Для очень пластичных материалов это отношение больше единицы (рис. 47).

Среди сталей ферритного класса наибольшей чувствительностью к надрезу отличается сталь 17-22А [58]. Очень мало чувствительна сталь АМS-5616. Сложнолегированная сталь Хайнес 88 и сплав нимоник 80А чувствительны к надрезу в определенном интервале температур (705—760° С).

Анализ данных [58, 59] по изучению чувствительности к надрезу различных жаропрочных сплавов позволяет их подразделить на несколько групп. К первой группе следует отнести сплавы,

гладкие и надрезанные образцы имели твердость порядка 280—255 НВ, не были чувствительны к надрезу и разрушались через 140—200 ч.

Аналогичные результаты были получены и на стали ЭИ388. Сплав ЭИ437 при испытании на длительную прочность в интервале 600—800° С не обнаруживает чувствительности к надрезу. В ряде случаев образцы с надрезом из сплава ЭИ437Б показывают большее время до разрушения, чем образцы без надреза (табл. 2).

На рис. 46 [58] приводят данные о чувствительности к надрезу ряда зарубежных наиболее распространенных теплоустойчивых и жаропрочных сталей и сплавов.

Отмечается, что если пластичность (δ) образцов менее 2,5%, то, как правило, сталь чувствительна к надрезу и отношение длительной прочности, полученной на образцах с надрезом, к дли-

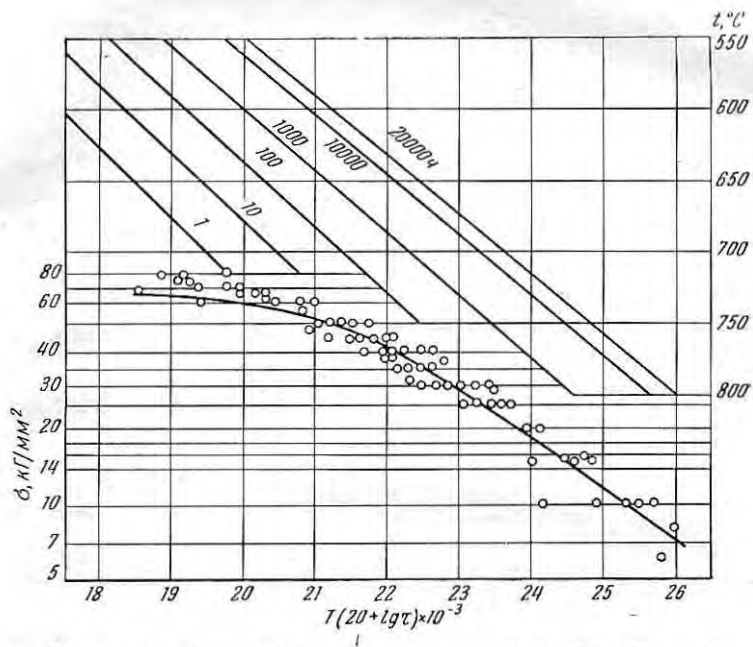


Рис. 43. Параметрическая зависимость длительной прочности для сплава ЭИ765

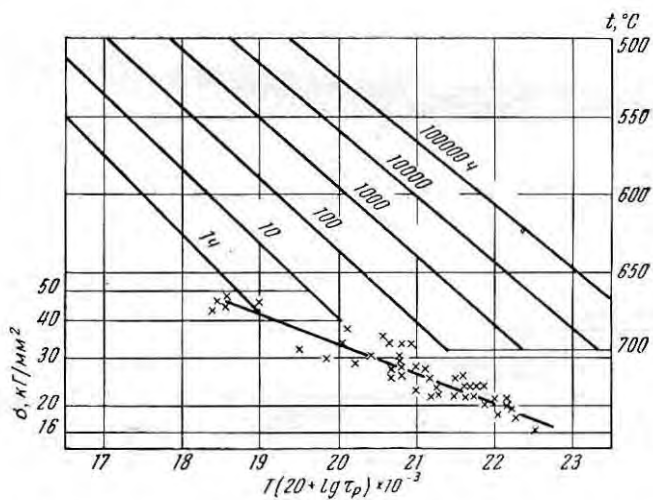


Рис. 44. Параметрическая зависимость длительной прочности для сплава ЭИ692

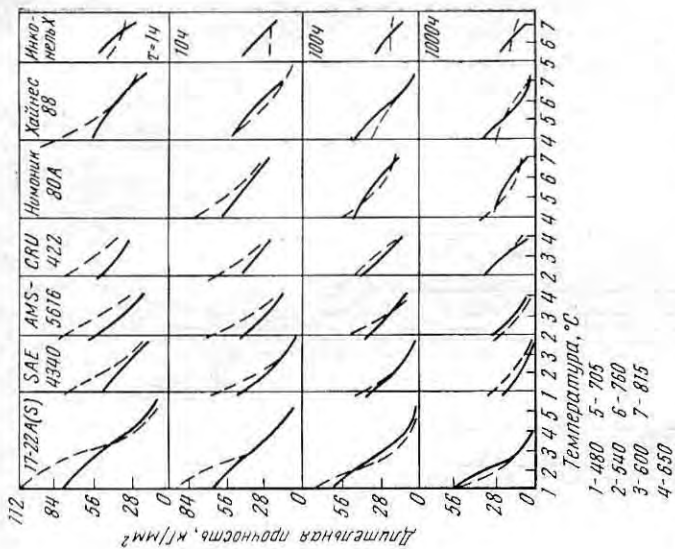


Рис. 46. Длительная прочность некоторых жаропрочных сталей и сплавов в зависимости от температуры и продолжительности (t) испытания: штриховые линии — образцы с надрезом; сплошные — гладкие образцы

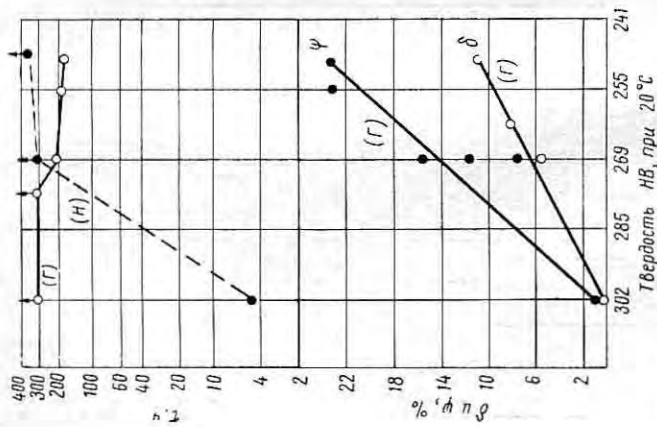


Рис. 45. Зависимость между длительной прочностью, пластичностью и твердостью стали ЭИ481 после закалки и старения: (Γ) — гладкие образцы; (H) — образцы с надрезом

ТАБЛИЦА 2. ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ К НАДРЕЗУ
ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ
ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ ИСПЫТАНИИ НА РАЗРЫВ [57]

Плавка	Сталь	Термическая обработка	Температура испытания °С	Образец	Напряжение к/мм ²	Время до разрушения, ч	Сужение, %
—	ЭИ69	Закалка с 1180° С, 0,5 ч, охлаждение в воде	700	Г	18	86	6,3
			700	Н	18	5	1,6
			800	Г	8	91	4,1
			800	Н	8	50	0,9
—	ЭИ388	То же, старение при 800° С, 8 ч	700	Г	25	164	6,6
			700	Н	25	84	0,1
			800	Г	14	70	7,1
			800	Н	14	15	1,3
А	ЭИ437	Закалка с 1080° С, старение при 700° С, 16 ч	600	Г	50	227	5,3
			600	Н	50	244	1,6
			700	Г	36	24,5	6,1
			700	Н	36	25	0,3
			800	Г	16	40	4,6
			800	Н	16	78	0,5
Б	ЭИ437	Закалка с 1080° С, старение при 700° С, 16 ч	700	Г	36	106	3,2
			700	Н	36	132	0,0
			800	Г	16	116	—
			800	Н	16	93	—

Примечания: 1. Г — образец гладкий; Н — с надрезом.
2. Образцы диаметром 100 мм, радиус надреза 0,1 мм.

которые при общепринятой термической обработке не чувствительны к надrezу в рабочем интервале температур и при заданном сроке службы: ЭИ481, ЭИ617, ЭИ826, ЭИ929, ЭИ867, американские сплавы S-816, 16-25-6, 19-9-D.

Ко второй промежуточной группе относятся сплавы, у которых чувствительность к надrezу проявляется в определенном интервале температур или в определенном интервале длительности испытания. К ним относятся сплавы ЭИ437А, ЭИ598, ЭИ696, ЭИ787, ЭИ696М и др., а также Хайнес 88 и сталь 17-22А (S).

Такое поведение образцов может быть связано с охрупчиванием сплава в определенном интервале температур или в определенном интервале времени охрупчивания при постоянной температуре. Повышение рабочих температур иногда приводит к разупрочнению и связанному с этим процессом повышению пластичности, а последнее ведет к устранению у сплава чувствительности к надrezу.

К третьей группе относятся сплавы, чувствительные к надрезу. Их длительная прочность на образцах с надрезом ниже, чем на гладких (сплавы К42В, Рефракталой 26).

Чувствительность к надрезу связана с пластичностью стали и ее изменением в процессе испытания под нагрузкой. Однако единого предела пластичности, при котором материал становится обязательно чувствительным к надрезу, установить не удалось.

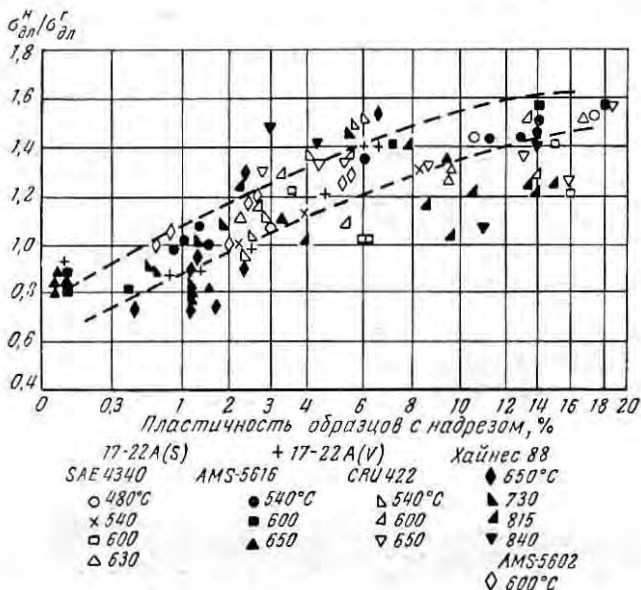


Рис. 47. Зависимость между длительной прочностью ряда сплавов, определенной на гладких образцах и образцах с надрезом, и пластичностью, определенной на образцах с надрезом

В большинстве случаев максимальная чувствительность к надрезу совпадает с минимальной пластичностью, т. е. с интервалом наибольшего охрупчивания материала в процессе испытаний.

Например, для сплава Дискалой равнопрочность гладкого образца и образца с надрезом при 540 и 650° С достигается при $\delta = 5\%$ и $\psi = 7\%$. Когда удлинение и сужение поперечного сечения ниже этих значений, сплав чувствителен к надрезу, выше этих значений — не чувствителен [сплавы нимоник 80А, Хайнес 88, сталь 17-22А (S)].

В работе [59] показано, что образцы с надрезом из сплавов ЭИ481 и ЭИ437 с высокой твердостью более чувствительны к концентрации напряжений, чем мягкие образцы. Отмечается также, что чувствительность к надрезу при длительном статическом нагружении связана с пластичностью сплава на стадии, при кото-

рой возникает разрушение. Когда сужение поперечного сечения шейки образца после 100-ч пребывания под нагрузкой становится менее 5%, наступает охрупчивание, сообщающее материалу чувствительность к концентрации напряжений.

Из приведенных данных следует, что по пластичности гладкого образца нельзя судить о том, чувствителен ли сплав к надрезу или нет, если не проводить испытаний на образцах с надрезом.

Изучение изменений микротвердости в зоне надреза, выполненное И. Л. Миркиным с сотр. [60] позволило установить, что разрушение начинается не в месте надреза, а в средней части образца.

В зоне надреза происходит перераспределение напряжений, которое в сильной степени зависит от пластичности материала.

Геометрические факторы (глубина и радиус надреза), а также обработка самого надреза оказывают большое влияние на результаты испытаний образцов на чувствительность к надрезу.

Легирование и термическая обработка также влияют на склонность сплавов к концентрации напряжений, что было показано на примере стали ЭИ481 и др. (см. рис. 45). Большое значение имеет также способ производства стали.

Так, сталь марки ЭИ696М (ЭП33), выплавленная в открытой дуговой печи, иногда обнаруживает чувствительность к надрезу, тогда как выплавленная вакуумно-дуговым методом совершенно нечувствительна к надрезу.

В работе [61] показана существенная разница в результатах испытаний на длительную прочность образцов, у которых надрез сделан резцом и шлифованием, а также у образцов, испытанных до и после термической обработки (рис. 48). Более совершенная геометрия и лучшая чистота при надлежащем шлифовании обеспечивали более высокую длительную прочность. Термическая обработка уменьшает чувствительность сплава к надрезу, но при условии достаточно полного снятия напряжений.

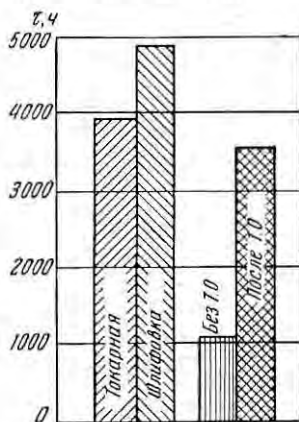


Рис. 48. Влияние чистоты изготовления образцов с надрезом ($r = 0,15$ мм) и термической обработки (т. о.) на длительную прочность ($\sigma = 49,3$ кг/мм²)

Влияние циклических нагревов (тепловых) и нагрузок на жаропрочность сплавов

Детали авиационных газовых турбин по условиям работы подвержены многократным запускам и остановкам, при которых металл испытывает действие тепловых ударов: то быстрый нагрев, то бы-

рое охлаждение. Детали стационарных газовых турбин также подвергаются воздействию теплосмен, но в значительно меньшей степени.

У ряда деталей, работающих под нагрузкой, происходит также изменение напряжения (от нуля до максимума и от максимума до нуля через промежуточные значения), обусловленное особенностями работы двигателя. У одних деталей (рабочие лопатки, турбинные диски) приложенные напряжения очень велики, у других (камеры сгорания, сопловые лопатки) они значительно меньше. Кроме приложенных напряжений (центробежных, изгибающих),

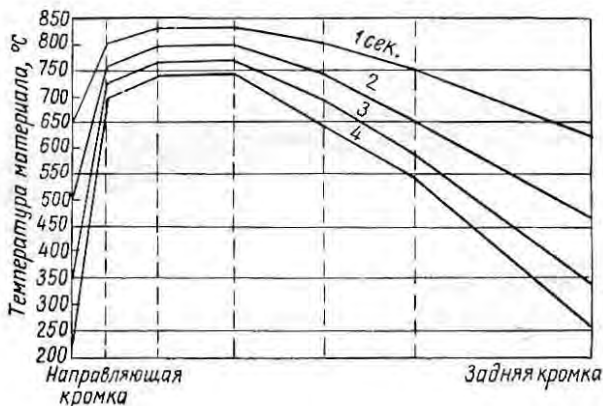


Рис. 49. Распределение температур по сечению лопаток

в условиях быстрого нагрева и быстрого охлаждения в деталях возникают дополнительные термические напряжения, которые необходимо учитывать. Эти напряжения обусловлены неравномерным нагревом и охлаждением деталей в различных точках.

На рис. 49 показано распределение температур по сечению при охлаждении лопаток, свидетельствующее о большой неравномерности в различных зонах. В более толстых сечениях лопатки имеют температуру $700\text{--}750^\circ\text{C}$, а в тонком на входной кромке — порядка $260\text{--}400^\circ\text{C}$. Поэтому часто, когда материал лопатки имеет большую неоднородность или пониженную прочность по границам зерен, наблюдается разрушение в тонком сечении лопатки.

В результате неравномерности распределения температур в деталях возникают большие напряжения, приводящие к их короблению или растрескиванию.

Поведение металлов и сплавов в условиях воздействия теплосмен изучают при: 1) постоянных нагрузках; 2) одновременном действии теплосмен и нагрузок; 3) воздействии теплосмен, напряжений и газовой среды; 4) воздействии только одних теплосмен (испытание на тепловую усталость).

Рассматривая влияние цикличности нагревов на длительную прочность и ползучесть, следует обращать внимание на амплитуду

цикличности, т. е. на величины температурных колебаний, которые в разных исследованиях сильно различаются.

Изучение влияния этого фактора на длительную прочность показало, что у некоторых сплавов перерыв в испытаниях при определенных условиях воздействия температуры и напряжения сказывается на жаропрочности.

Р. Н. Сизова и Н. Я. Николаенко [62] изучали длительную статическую прочность сплавов ЭИ437А, ЭИ481, ЭИ435 и ЭИ417 при постоянных температурах 800, 850 и 900° С и в условиях циклического нагрева: при температурах 700—800—700, 700—850—

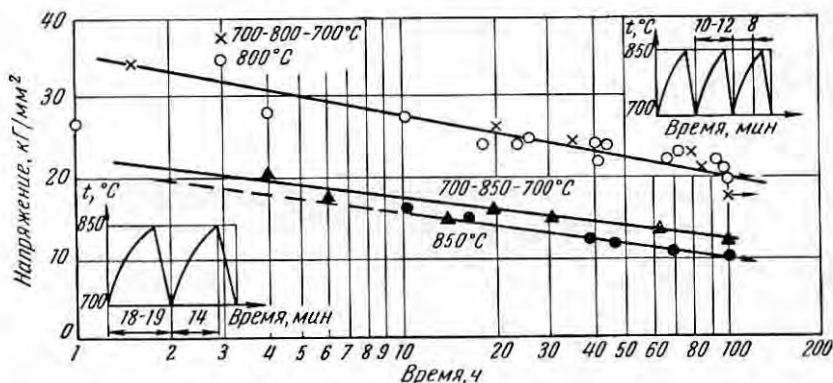


Рис. 50. Кривые длительной прочности сплава ЭИ437А, полученные при постоянных температурах 800 и 850° С и циклическом изменении температур в пределах 700—800—700 и 700—850—700° С

700 и 700—900—700° С, скоростях нагрева от 15 до 50 град/мин и скоростях охлаждения от 40 до 100 град/мин. Установлено, что предел длительной прочности при циклическом нагреве несколько выше, чем при стационарном нагреве (рис. 50). Для сплава ЭИ437А он соответствует максимальной температуре цикла и превышение составляет 20% при 850° С и 40% при 900° С.

Конечная пластичность сплава ЭИ437А в зависимости от метода испытания практически не изменялась.

В случае образцов сплавов ЭИ435 и ЭИ417, вырезанных из листов, результаты испытаний на длительную прочность при переменных и постоянных температурах почти не различались (рис. 51).

В работах автора и И. А. Смияна изучали влияние циклических нагревов на длительную прочность ряда жаропрочных сплавов при 700—900° С с нагревом и охлаждением от заданной температуры до 100° С. Для повышения скорости охлаждения к струе воздуха добавляли воду.

Из данных, приведенных в табл. 3, следует, что применение теплосмен оказало сравнительно небольшое влияние на время до

разрушения образца при действии постоянно приложенной нагрузки. В структуре образцов, испытанных в условиях цикличности и без нее, видимых изменений не обнаружено.

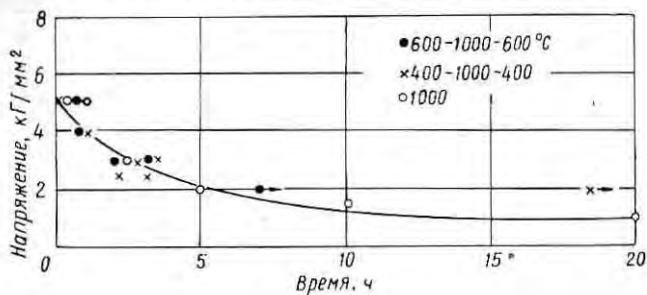


Рис. 51. Кривые длительной прочности сплава ЭИ435, полученные при циклическом изменении температур в пределах 600—1000—600, 400—1000—400° С и постоянной температуре 1000° С

В работе Миллера [63] изучено влияние различных видов циклических нагревов на длительную прочность четырех жаропрочных сплавов: S-816, M-252, 16-26-6 и A-286. Для каждого вида

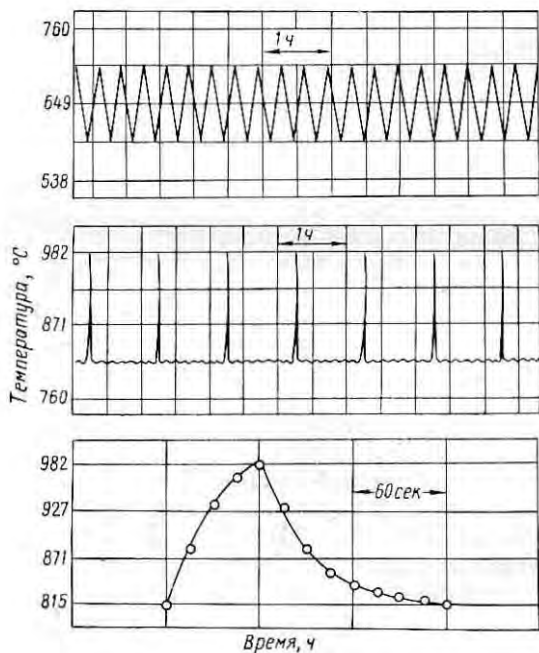


Рис. 52. Схема цикличности, применяемая при испытании сплавов марок R-816, M-252 и A-286

цикличности (рис. 52) приведены формулы вычисления стойкости образцов до разрушения, которые достаточно хорошо совпадали с данными эксперимента (табл. 4 и рис. 53).

ТАБЛИЦА 3. ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧНОСТИ НАГРЕВОВ И ОХЛАЖДЕНИЙ НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ ЭИ617, ЭИ598, ЭИ437Б И ЭИ435

Условия испытания ¹	Температура испытания, °С	σ , кг/мм ²	τ , ч	Число циклов до разрушения	δ , %	ψ , %
С п л а в ЭИ617						
СТ	750—100	40	48—59	144—177	1,2	3—3,2
БТ	750	40	33	—	1,2	3,0
СТ	800—100	30	41—71	108—213	0,6—1,4	3,5—3,8
БТ	800	30	36—87	—	1,6—2,0	2,7—4,5
СТ	860—100	20	114—195	330—585	2,0—4,4	6,3—9,7
БТ	850	20	127—157	—	3,6—6,8	6,1—15,9
СТ	900—100	10	100	300	5,0—6,0	9,7—13,4
С п л а в ЭИ598						
СТ	750—100	40	140—149	420—447	1,6—2,0	3,6—4,7
БТ	750	40	49—90	—	1,6—4,0	3,2—5,6
СТ	800—100	30	32—90	96—270	4,8—6,8	9,6—12,4
БТ	800	30	66	—	6,8	12,4
СТ	850—100	20	40—87	120—261	2,8—14,4	7,9—18,6
БТ	850	20	77—131	—	9,9—12,0	17—20
СТ	900—100	10	98—110	294—330	13—17	18—29
БТ	900	10	94—74	—	12—16	29—36
С п л а в ЭИ437Б						
СТ	700—100	45	193—319	639—957	—	—
БТ	700	45	257—271	—	2,4	4,6
СТ	750—100	40	75—124	225—372	2,4—5,2	5,0—7,7
БТ	750	40	75—134	—	1,6—2,8	4,8—6,0
СТ	800—100	25	95—117	—	4,0—4,4	7,8—9,0
БТ	800	25	81—90	—	4,0—5,6	8,8—9,3
СТ	900—100	10	68—82	—	8,4	11—13
БТ	900	10	23—58	—	12—17	17—27
С п л а в ЭИ435						
СТ	750—100	10	132—274	400—820	29—33	32—43
БТ	750	10	124—127	—	31—34	40,6
СТ	800—100	8	39—59	117—157	29—30	28—46
БТ	800	8	52—71	—	27—28	31—35
СТ	900—100	4	34—90	102—270	14—20	19—26
БТ	900	4	44—52	—	14—20	16—25

¹ СТ — испытание с теплосменами; БТ — то же, без теплосмен.

ТАБЛИЦА 4. РЕЗУЛЬТАТЫ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ
НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ

Марка сплава	σ , кг/мм ²	Температура, °С	ΔT , град	τ , ч	Число циклов до разрушения	Длительность до разрушения, ч	
						вычисленная	результаты эксперимента
М-252	14	815	25	0,5	316	160	158
			50	0,5	324	130	162
			80	0,6	147	90	88
			100	0,6	37	65	22
			100	0,6	83	65	50
			150	1,0	14	26	14
S-816	14	815	25	0,5	180	160	90
			50	0,5	132	130	66
			80	0,6	62	90	37
			150	1,0	17	26	17

Смитс и Хаустон [63] изучали влияние циклических нагревов и нагрузок при испытаниях на длительную прочность и ползучесть четырех сталей следующего состава: № 1 — сталь с 2,25% Cr и 1% Mo; № 2 — сталь типа 18-8 с 0,03% C; № 3 — сталь с 12% Cr и 0,5% Mo; № 4 — сталь типа 18-8 с Ti.

При температуре испытания 538° С перегрузка и разгрузка ($\pm 0,35$ кг/мм²) увеличивали скорость ползучести стали № 1 примерно в два раза по сравнению со скоростями ползучести при постоянно приложенном напряжении.

Испытания стали № 2 при 593° С с перегрузками и разгрузками ($\pm 0,35$ кг/мм²) показали меньшую скорость ползучести, а при 815° С и колебании напряжения $\pm 0,035$ кг/мм² получена более высокая скорость ползучести.

Циклические изменения температуры порядка $\pm 27,5^\circ$ С оказали влияние на скорость ползучести, причем тем большее, чем выше температура испытания.

Циклические изменения температуры до комнатной без снятия и со снятием нагрузки позволили установить, что скорректированное время до разрушения при циклическом испытании по разгрузке стали 18-8 с 0,03% С сравнительно мало отличается от времени до разрушения при непрерывном испытании для температуры 593° С.

Для температуры испытания 815° С разница во времени до разрушения увеличилась до 35%. Удлинение образцов для прерывистого испытания несколько меньше, чем для непрерывного.

В работе приведены формулы для вычисления минимальных скоростей ползучести в случае циклического испытания исходя

из экспоненциальной зависимости скоростей ползучести от температуры для обычных испытаний:

$$V_{\text{мин}} = A_{\text{exp}}^{BT} \text{ (обычное испытание);}$$

$$V'_{\text{мин}} = \frac{S_{T_1}^T A_{\text{exp}}^{BTd}}{T_2 - T_1} \text{ (циклическое),}$$

где $V_{\text{мин}}$ — минимальная скорость ползучести при температурах T ;

A и B — постоянные;

$V'_{\text{мин}}$ — минимальные скорости ползучести для циклического испытания при температурах T_2 и T_1 .

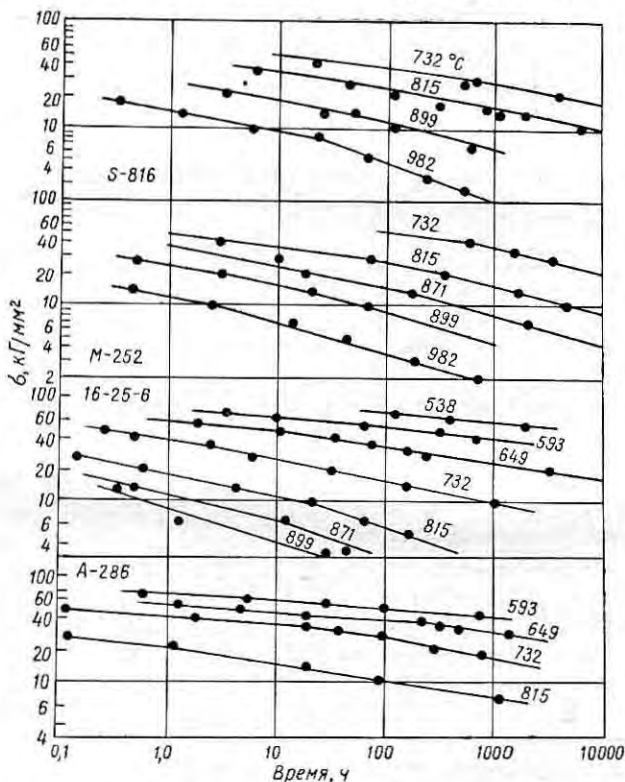


Рис. 53. Зависимость между временем до разрушения и напряжением для некоторых жаропрочных сплавов, полученная при циклических испытаниях

В работе [63] изучали влияние циклических нагрузок и температуры на сопротивление ползучести и длительную прочность нержавеющей стали типа 18-8 с Ti (лист), жаропрочных сплавов N-155, инконель X при соответствующих температурах.

Установлено, что скорости ползучести и длительная прочность в сильной степени зависят от свойств каждого сплава при соответствующей температуре. В случае цикличности по нагрузкам при постоянной температуре скорость ползучести и длительная прочность могут сильно изменяться или оставаться без изменения, что зависит от температуры и длительности испытания. При цикличности по температуре при постоянно приложенных нагрузках имеется общая тенденция к усилению ползучести и ускорению разрушения.

Г. В. Курганов изучал влияние цикличности нагружения на длительную прочность, ползучесть и на время до начала появле-

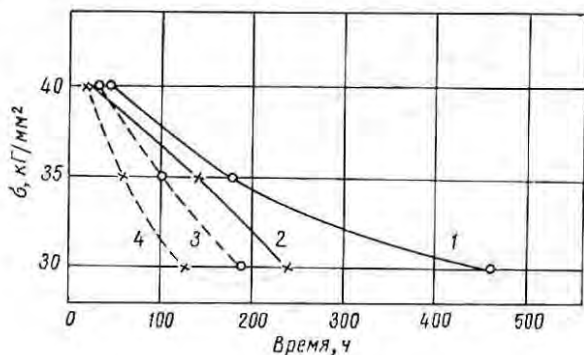


Рис. 54. Зависимость между напряжением и временем до появления трещин и до разрушения при постоянном и циклическом испытаниях сплава ЭИ437Б при 750°С:

1 — время до разрушения при постоянном режиме; 2 — то же, при циклическом; 3 — время до появления трещин при постоянном режиме; 4 — то же, при циклическом

ния первых трещин. Установлено, что цикличность ускоряет ползучесть и растрескивание сплава ЭИ437Б и уменьшает длительную прочность (рис. 54).

И. А. Одинг, Е. Н. Волосатова и В. С. Иванова установили, что цикличность по нагрузкам при 400 и 450°С не оказывает существенного влияния на длительную прочность армо-железа. В случае стали марки ЭЯ1Т при 575°С наблюдается весьма заметное влияние переменного силового режима на снижение характеристик жаропрочности. Предполагается, что некоторое упрочнение у армо-железа обусловлено старением после воздействия пластической деформации при 450°С.

Снижение характеристик длительной прочности при переменной нагрузке обусловлено процессами охрупчивания стали типа 18-8 с титаном, что иллюстрируется кривыми изменения пластичности при испытании и резким изменением наклона прямых линий на двойной логарифмической диаграмме *напряжение — время до разрушения* (весьма характерно, что у армо-железа во всем периоде испытания пластичность была высокой). Охрупчивание ма-

териала идет неравномерно по сечению образца, так как задолго до разрушения наблюдаются надрывы по границам зерен. Это охрупчивание, по мнению автора, связано с тем, что сталь 18-8 + Ti закаливалась с очень высоких температур. В работе [64] показано, что влияние колебаний температуры на сопротивление ползучести и длительной прочности зависит от характера материала. Скорость ползучести стали 12МХ при колеблющейся температуре в сильной степени зависит от амплитуды колебаний и практически не зависит от периода колебаний. Для стали ЭИ257 оба фактора оказывают существенное влияние, увеличивая скорость ползучести. Длительная прочность при колеблющейся температуре несколько выше, чем при постоянной для обеих сталей.

Влияние изменений температуры на прочностные свойства стали ЭИ1Т и армко-железа изучалось в условиях релаксации, ползучести и длительной прочности.

Было установлено, что колебания температуры оказали значительное влияние на увеличение скорости ползучести армко-железа и очень малое влияние на изменение скорости ползучести стали марки 18-8 + Ti.

По некоторым данным [65], наличие теплосмен не приводило к увеличению пределов ползучести, и, в частности, не установлено влияния цикличности температур на ускорение ползучести хромо-молибденовых сталей марок 12ХМ и 15ХМ по сравнению со скоростью ползучести при постоянной температуре. Аналогичные результаты были получены Робинсоном на углеродистой и аустенитной сталях.

В работе [66] изучалось влияние колебаний температуры на скорость ползучести хромоникелевой стали типа 25-20 и установлено резкое увеличение скоростей ползучести в условиях воздействия теплосмен по сравнению с обычно испытанными образцами. При испытаниях образец выдерживали в течение длительного времени при 980°C ($\sigma = 5,2 \text{ кг/мм}^2$) с тем, чтобы получить постоянную скорость ползучести, а затем температуру понижали до $220\text{--}260^{\circ}\text{C}$.

Авторы пришли к выводу, что основной причиной, вызывающей ускорение ползучести, являются тепловые напряжения, возникающие на поверхности образцов вследствие температурного градиента. Замена образца тонкостенной трубкой, приведшая к уменьшению градиента теплосмены, не сказалась на увеличении скоростей ползучести.

Испытания ряда отечественных сплавов на термостойкость по Коффину [67] в условиях одновременного действия теплосмен и напряжений с жестким заземлением образца при t_{max} и t_{min} описаны в работе [68, с. 157]. Образцы нагревали, пропуская через них электрический ток. Испытания трубчатых образцов из сплавов ЭИ661, ЭИ867, ЭИ929 и ЭИ826 при $t_{\text{max}} = 900^{\circ}\text{C}$ и $t_{\text{min}} = 500^{\circ}\text{C}$ и сплава ЭИ437Б при $t_{\text{max}} = 750^{\circ}\text{C}$ и $t_{\text{min}} = 250^{\circ}\text{C}$

позволили установить, что наилучшей термостойкостью обладают сплавы ЭИ867 и ЭИ661 и наименьшей — сплав ЭИ929. Промежуточное значение занимает сплав ЭИ826 (табл. 5).

ТАБЛИЦА 5. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ
ПРИ ОДНООСНОМ НАПРЯЖЕНИИ И СИММЕТРИЧНОМ ЦИКЛЕ
ПРИ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ЦИКЛА 2 мин

Сплав	$N_p = 500$ циклов			$N_p = 1000$ циклов		
	$-\sigma_{\max}$	$+\sigma_{\max}$	$\Delta\sigma$	$-\sigma_{\max}$	$+\sigma_{\max}$	$\Delta\sigma$
ЭИ661	23	29	52	19	24	48
ЭИ867	25	31	56	19	26	45
ЭИ929	18	17	35	15	13	28
ЭИ826	21	22	48	17	19	36

Влияние циклических нагревов на растрескивание и коробление

Эти испытания отличаются от испытаний на длительную прочность тем, что образцы в условиях циклических нагревов не подвергаются действию приложенных нагрузок извне. Наибольшее количество таких испытаний относится к листовым материалам, применяемым в камерах сгорания газотурбинных и других установок. Однако внутренние напряжения вследствие неоднородности градиента температур могут быть очень высокими, и они фактически обуславливают разрушение и коробление деталей.

Часто эти испытания называют испытаниями на тепловую или термическую усталость, и нами принят термин «термическая стойкость».

Величина термических напряжений, зависящая от перепада температур, согласно теории упругости, определяется формулой

$$\sigma = \pm \frac{\alpha E \Delta T}{1 - \mu},$$

где α — коэффициент линейного расширения;
 E — модуль упругости;
 ΔT — градиент температур;
 μ — коэффициент Пуассона.

Эта формула достаточно точна в пределах упругих деформаций; при переходе за предел текучести, а также при появлении остаточных деформаций она недействительна.

В СССР и за рубежом разработано несколько методов испытания на термическую стойкость (рис. 55).

Критерием для оценки термической стойкости служит число теплосмен или время, вызывающее появление первых трещин на образце. Иногда при этих испытаниях замеряют величину деформации или коробления образцов определенной формы.

На рис. 56 приведены результаты испытаний некоторых сталей и сплавов на термическую стойкость по схеме рис. 55, а [69].

При испытании по этому методу трубки диаметром около 50 и длиной 125 мм подвергали изнутри попеременному нагреву и охлаждению с помощью хорошо отрегулированного газового пла-

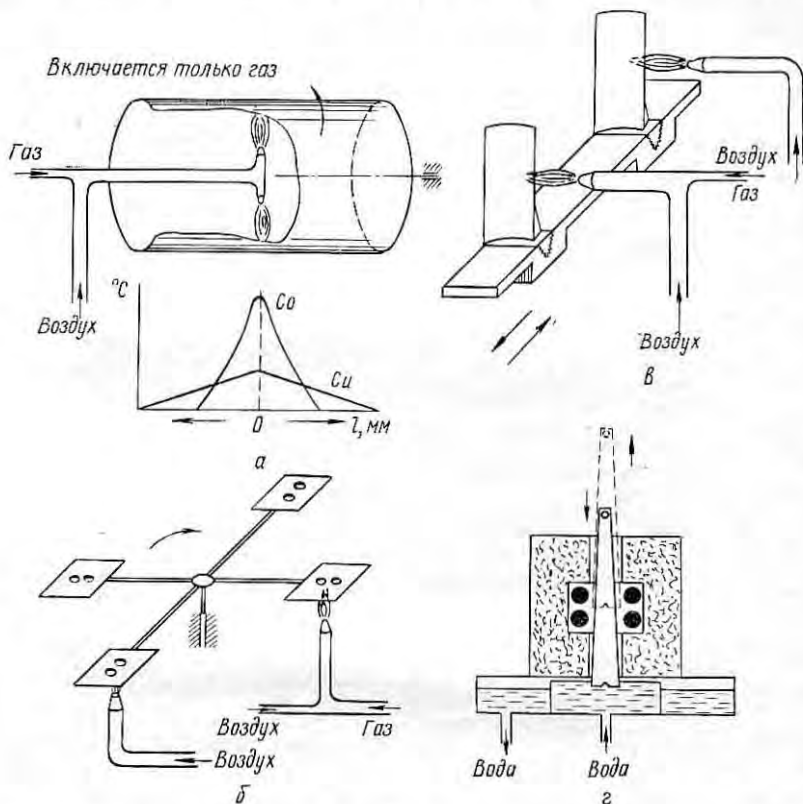


Рис. 55. Схемы испытания образцов на термическую стойкость различными методами:

а — метод трубчатых образцов; б — метод пластин с отверстиями; в — газоздушный нагрев и охлаждение; г — замачивание в воде кромок образца

мени и струей воздуха. Критерием оценки термической стойкости материала служит начало появления трещин в зоне нагрева. Результаты испытаний указывают, что различные материалы обладают различной стойкостью против действия циклических нагревов, зависящей от теплопроводности, коэффициента термического расширения сплава и механических свойств при высоких температурах.

Из сопоставления данных по теплопроводности [69] и распределению температуры по длине трубок (рис. 57) следует, что более

теплопроводные металлы и сплавы (медь и медь, плакированная никелем или нихромом) имеют более пологую кривую распределения температур по длине трубки. У малотеплопроводных сплавов наблюдается более острый температурный пик при более высокой температуре на максимуме. Поэтому медь, особенно плакированная инконелем, хорошо защищенная от газовой коррозии, показывает высокую термическую стойкость.

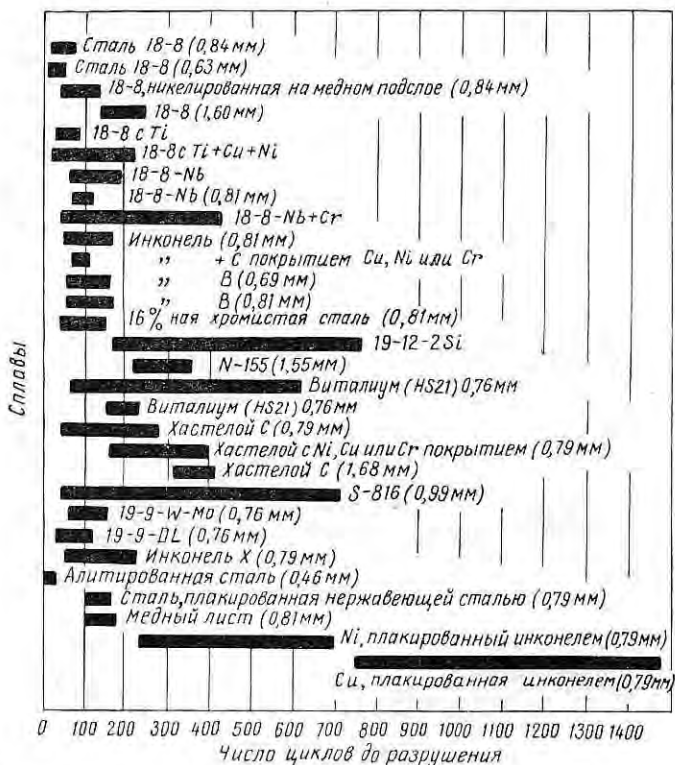


Рис. 56. Термическая стойкость (число циклов до растрескивания) различных сплавов, определенная методом трубчатых образцов

Испытания проводили без приложения нагрузок и разрушение материала происходило под влиянием попеременных нагрева и охлаждения.

Аналогичные испытания проводили Л. Н. Газезьян, М. В. Приданцев и А. Р. Крылова, С. Л. Жуков и Лардж и др. с листовыми материалами на пластинах с отверстиями (см. рис. 55, б).

Источники тепла и схемы установок были различными: в работах Л. Н. Газезьяна и И. А. Смияна источником нагрева служили

силитовые стержни, в работе М. В. Приданцева и А. Р. Крыловой — газовая горелка, а в работе С. Л. Жукова — высокочастотная спираль. К настоящему времени насчитывается большое число методов испытаний на термостойкость, характеристика которых дана в работе [70].

Испытания сплава ЭИ435 на термическую стойкость по методу рис. 55, г позволили установить, что величина зерна оказывает

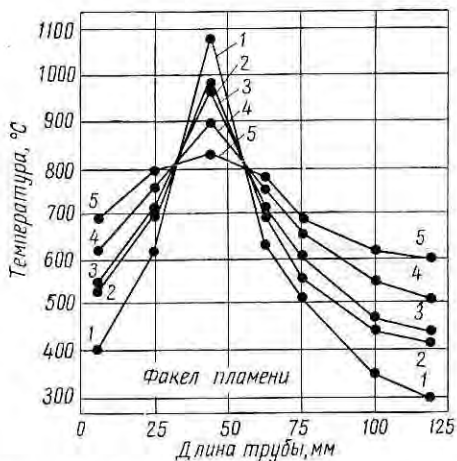


Рис. 57. Распределение температур по длине труб из различных сплавов при испытании на термическую стойкость по методу трубчатых образцов:

1 — инконель X, S-816, виталиум, хастелой С, N-155; 2 — никель, плакированный инконелем; сталь, плакированная нержавеющей сталью; 3 — нержавеющей стали типа 302, 321, 347; 4 — медь, плакированная инконелем; 5 — листовая медь (в состоянии поставки)

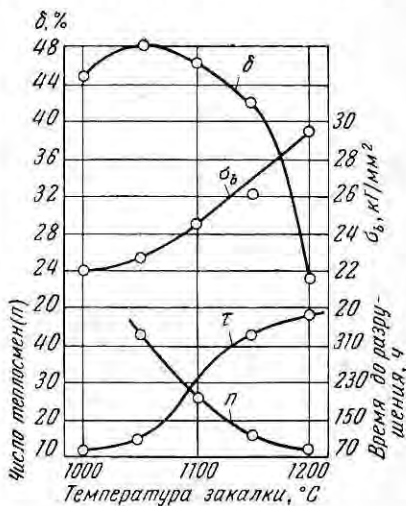


Рис. 58. Влияние температуры закалки сплава ЭИ435 (величины зерна) на предел кратковременной прочности (σ_b), удлинение (δ), время до разрушения (τ) при испытании на длительную прочность при 800°C и $\sigma = 4 \text{ кг/мм}^2$ и число теплосмен (n) до появления первых трещин

большое влияние на число циклов до растрескивания (рис. 58). Лист, имеющий более высокую пластичность и мелкое зерно, отличается более высокой термической стойкостью, чем лист с крупнозернистой структурой.

Высокую термическую стойкость [70] показал сплав марки ЭИ602, нашедший широкое применение при изготовлении жаровых труб камер сгорания. Наиболее высокую термостойкость показали сплавы Х20Н80Т (ЭИ435), ЭИ602, Х24Н25Т в состоянии поставки и худшие результаты — углеродистая сталь 10кп. Сплав ЭИ868 (ВЖ98), имея высокую термостойкость при 800°C , менее термостоек при $900\text{--}1100^\circ\text{C}$. Удовлетворительные результаты получены при испытании сталей марок ЭИ835 и ЭИ696А; при этом следует учесть, что последняя сталь при температурах выше 850°C

обладает незначительной окалинстойкостью вследствие низкого содержания хрома (10%) (рис. 59).

В работе [70] проведены испытания листовых материалов ряда сплавов на термостойкость путем попеременного нагрева токами высокой частоты и охлаждения водой разогретого пятна в центре жестко закрепленных пластин толщиной 1,2—2,0 мм.

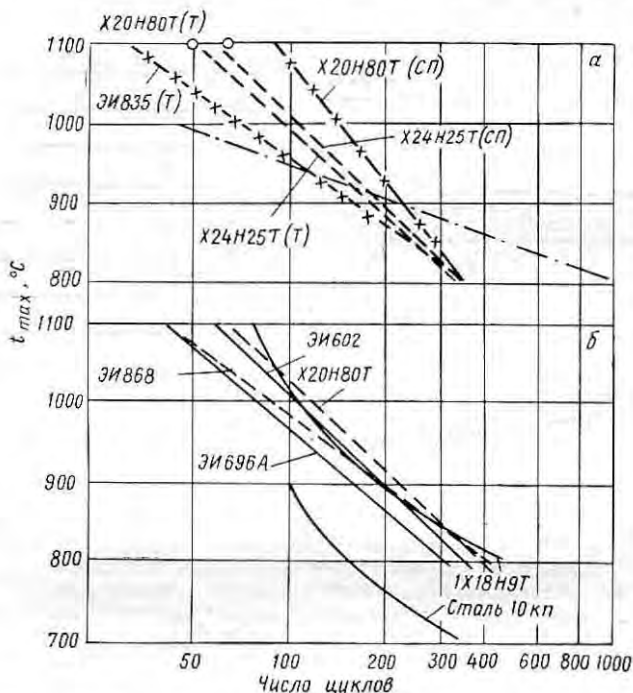


Рис. 59. Изменение термостойкости в зависимости от максимальной температуры сталей и сплавов:

а — толщина листа 1,5 мм (Т — термическая обработка: закалка с 1150° С, 10 мин охлаждение на воздухе; СП — состояние поставки); б — толщина листа 2 мм

Как следует из рис. 60, а, при температурном перепаде цикла $\Delta t = 100 \div 800$ град и максимальной температуре в случае деформируемых жаропрочных сплавов 900° С лучшие результаты получены для сплавов типа нимоник, ЭИ929 и ЭИ617, худшие — для сплава ЭИ787. Из литейных сплавов, применяемых при изготовлении сопловых лопаток (нимоник, ЖСЗ и др.), наилучшие результаты показали сплавы типа ЖСЗ, худшие — нимоник (рис. 60, б).

Установлено, что при температурном перепаде в 500 град сплав ЭИ437Б является лучшим, при перепаде 800 град этот сплав уступает сплаву ЭИ617. Термическая стойкость ряда сплавов на основе Ni и Co дана на рис. 300 [251].

В работе [71] термическую стойкость сталей изучали на более толстых дисках с отверстиями и установили, что сплавы, не имеющие σ -фазы, обладают лучшей стойкостью против растрескивания, чем сплавы, в которых σ -фаза образуется. Стали, имеющие аустенито-ферритную структуру, менее стойки по сравнению с аустенитными.

Большая работа по определению термической стойкости ряда деформируемых и литых жаропрочных сплавов выполнена в США [63]. Испытания проводили в газопламенном потоке с охлаждением в струе воздуха на клиновидных образцах при изменении температуры в каждом цикле от 20 до 980° С.

В результате (рис. 61) установлено, что деформируемые материалы отличаются большим сопротивлением теплосменам, чем литые. Сплавы на кобальтовой основе более устойчивы против действия теплосмен, чем никелевые и сплавы на железной основе. Чем меньше величина зерна сплава, тем выше его стойкость против теплосмен (рис. 62).

Методы выплавки не оказали большого влияния на стойкость сплава М-252 против действия теплосмен (табл. 6). В дискуссии

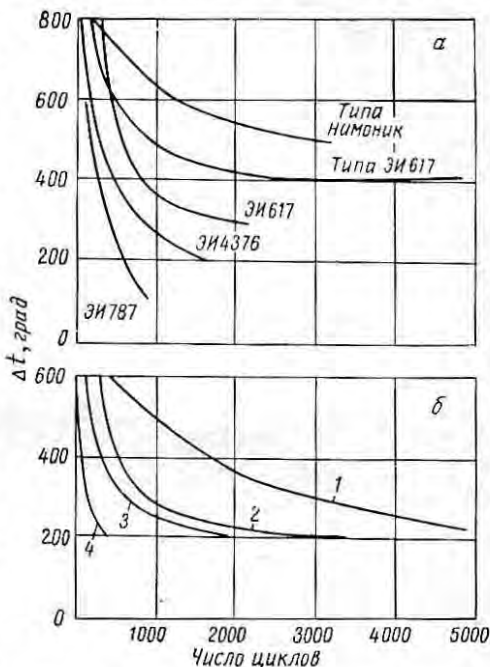


Рис. 60. Термостойкость сплавов, испытанных при перепадах температур от 100 до 800 град при $t_{\max} = 900^\circ \text{C}$ (а) и от 200 до 600 град при $t_{\max} = 1000$ и 1100°C (б):

1 — сплав типа ЖСЗ при 1000°C (до 800 циклов); 2 — типа НИМОКАСТ при 1000°C ; 3 — ЖСЗ при 1100°C ; 4 — НИМОКАСТ при 1100°C

ТАБЛИЦА 6. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА М-252

Метод выплавки	Размер прутка, мм	НВ	Число циклов до разрушения
В 10-т дуговой печи	30	302—321	2756—2326
В аргоне с расходующим электродом	19	340	2818—2356
В вакууме с расходующим электродом	19	340	2831—2582
В индукционной вакуумной печи	22	364	2500—2100
То же	19	358	2300—2132

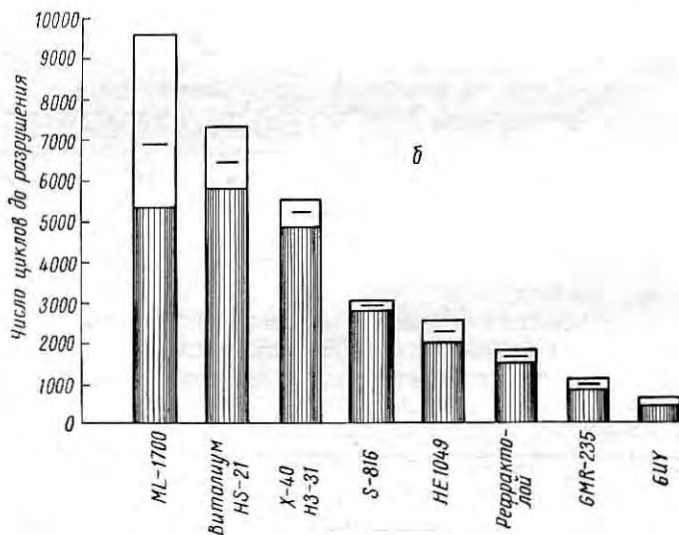
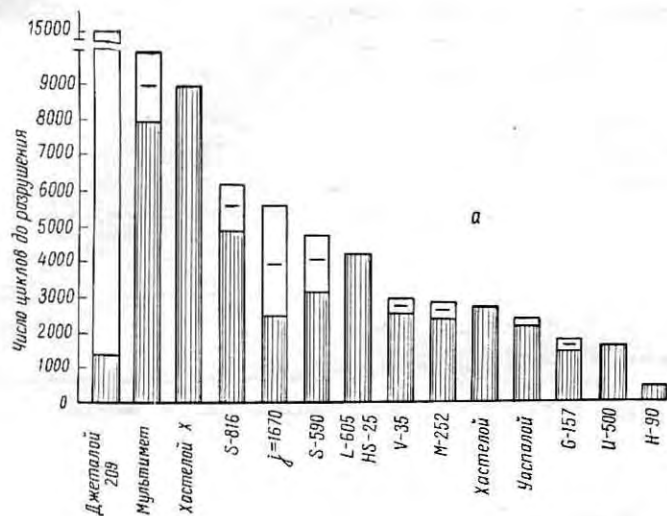


Рис. 61. Термическая стойкость деформируемых (а) и литей- жаропрочных американских сплавов, определенная на клиновидных образцах

по работе [63] отмечается, что вакуумная выплавка улучшает такую стойкость.

Модифицирование сплавов X-40 (HS-31), S-816, HS-21 бором оказало отрицательное влияние на стойкость против теплосмен, уменьшило примерно в два раза число циклов до разрушения.

Состояние поверхности оказывает большое влияние на стойкость сплавов. Шлифованные и полированные образцы из литого сплава S-816 показали лучшее сопротивление теплосменам, чем только литые. Шлифование только одних кромок литых образцов сильно повысило их стойкость против теплосмен. В среднем об-

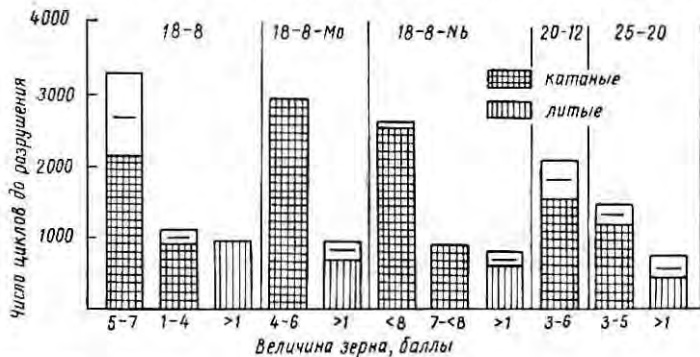


Рис. 62. Влияние величины зерна и состояния нержавеющей стали на их термическую стойкость. Температура изменялась от 20 до 980° С

разцы непосредственно после литья простояли 1350 циклов, после дополнительного шлифования только одной острой кромки — 1800 циклов и после шлифования всей поверхности образца — 2140 циклов.

Нанесение тонкого слоя алюминия путем кратковременного погружения с последующим 20-мин нагревом при 1130° С сильно повысило сопротивление теплосменам литого сплава X-40 (с 5000 до 6200—11200 циклов). Хромистое покрытие ухудшило стойкость против теплосмен (с 5000 до 2200—3600 циклов).

Имеются сведения, что для повышения термической стойкости лопаток из литого сплава GMR-235 используют алитирование — кратковременное погружение лопаток в жидкий алюминий с последующей термической обработкой.

Аналогичные испытания на термическую стойкость лопаток из стали ЭИ388 с защитными покрытиями и без них были выполнены Н. П. Поляковым еще в 1950 г. [5].

Несколько пар лопаток попеременно подвергали нагреву в пламени газовой горелки до 1000—1200° С и охлаждению в струе сжатого воздуха.

Критерием оценки служило число циклов до появления первых трещин. Данные этих испытаний показали, что в результате али-

тирования сильно повышается термическая стойкость лопаток из стали ЭИ388 [5].

Изменение формы (коробление) образца или детали и последующее растрескивание его при испытании на теплосмены связаны с термическими напряжениями, возникающими в материале в результате градиента температур по сечению.

Чем выше коэффициент линейного расширения и меньше теплопроводность материала, тем выше напряжения. Возникновение достаточно высоких напряжений вызывает микро- и макропласти-

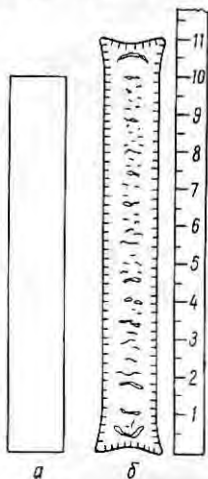


Рис. 63. Сечение образцов сплава ЭИ435 диаметром 15 мм (нат. вел.);

а — до испытания; *б* — после 500 циклов нагрева при 900° С, охлаждение в воде с 8° С

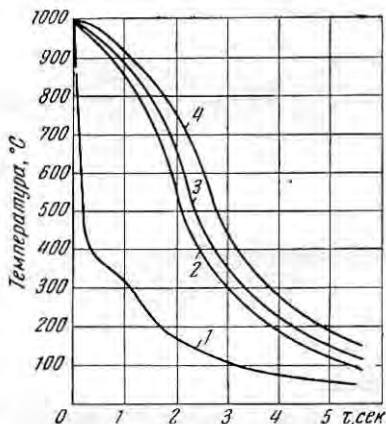


Рис. 64. Кривые охлаждения образцов сплава ЭИ435 диаметром 10 мм с 1000° С в холодной воде:

1 — поверхность; *2* — 1 мм от поверхности; *3* — 2 мм от поверхности; *4* — центр образца

ческую деформацию, наклеп, изменение размеров образца и образование внешних и внутренних трещин. В цилиндрическом образце в результате действия теплосмен трещины образуются на поверхности и внутри (рис. 63), при этом наблюдается увеличение размеров образца по длине и уменьшение по диаметру. В. М. Степанов подробно изучил распределение температуры по сечению образца при быстрых нагревах и охлаждениях и влияние теплосмен на изменение формы образцов из сплавов ЭИ435, ЭИ602, ЭИ703 и ЭИ696. На рис. 64 показаны кривые охлаждения образца из сплава ЭИ435 диаметром 10 мм с температуры 1000° С в холодной воде, а на рис. 65 — кривые охлаждения того же сплава с 800° С при охлаждении в струе воздуха и температурное поле в этом образце через определенные промежутки времени.

В результате анализа этих кривых получены данные по распределению «условных» напряжений (σ_r , σ_θ и σ_z), температуры (t)

и предела текучести (σ_s) по радиусу образца диам. 10 мм через 0,5 сек после начала охлаждения с 800°C в холодной воде (рис. 66) на рис. 67 показана схема изменения продольных «условных» напряжений в поверхностном слое и в центре образца при охлаждении с $800\text{—}1000^\circ\text{C}$ в холодной воде.

Из данных рис. 67 следует, что максимальное значение осевой составляющей (σ_2) на поверхности достигается после начала охлаждения примерно через 0,5 сек. В это время температура поверх-

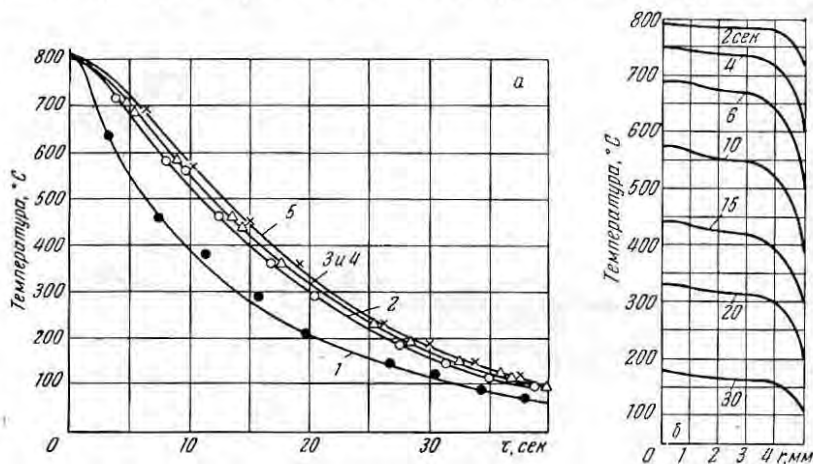


Рис. 65. Кривые охлаждения образца сплава ЭИ435 диаметром 10 мм от 800°C струей сжатого воздуха (а) и температурное поле в этом образце в зависимости от радиуса и времени (б):

1 — поверхность; 2 — 1 мм от поверхности; 3 — 2 мм от поверхности; 4 — 3 мм от поверхности; 5 — центр образца. Цифры на кривых — время, сек, после начала охлаждения

ностного слоя около 250°C . В результате в первый период охлаждения (до 2 сек) в поверхностном слое толщиной до 1,5 мм возникает пластическая деформация растяжения, а во второй период, возможно, деформация сжатия.

В центральной части образца в первый период охлаждения наблюдается упругая и небольшая пластическая деформация сжатия, а во второй период возникают растягивающее напряжение и деформация растяжения.

Большие скорости охлаждения поверхностных слоев и меньшие внутренних вызывают значительные градиенты температуры, пластическую деформацию и растрескивание.

Увеличение числа теплосмен приводит к появлению трещин в поверхностном и внутреннем слоях при их отсутствии в некотором промежуточном слое, где влияние теплосмен минимально. Это очень хорошо подтверждается характером и распределением трещин в цилиндрических образцах после испытания на термостойкость.

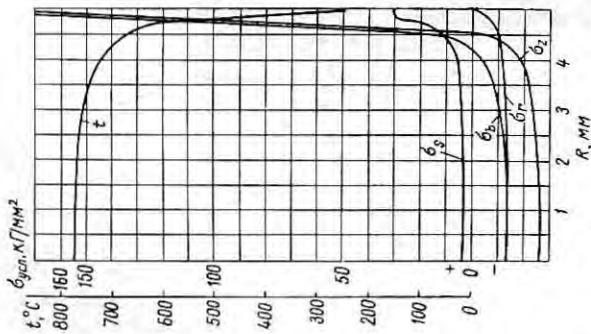


Рис. 66. Распределение «условных» напряжений (σ_r , σ_b , σ_z), температуры (t) и предела текучести (σ_s) по радиусу образца через 0,5 сек после начала охлаждения с 800° С в холодной воде

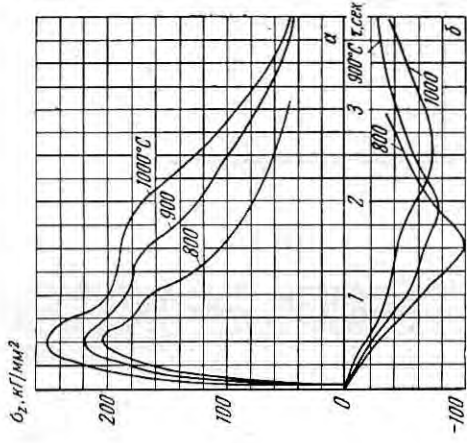


Рис. 67. Изменение продольных «условных» напряжений на поверхности (а) и в центре образца (б) при охлаждении с 800, 900 и 1000° С в холодной воде

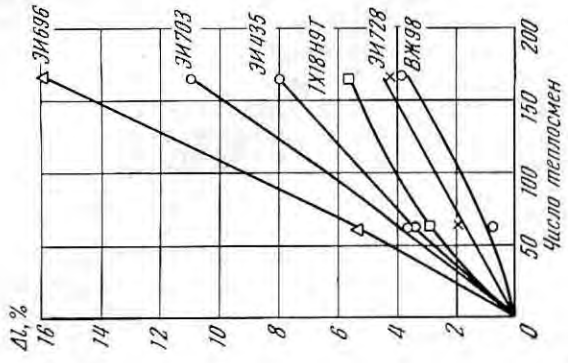


Рис. 68. Изменение длины образцов различных сталей и сплавов в зависимости от числа тепловосмен (по данным А. А. Бочара с соотр.)

Изменение размеров образцов различных окалинстойких сталей и сплавов в зависимости от числа теплосмен изучали А. А. Бочвар со стр. [72, 73, 75] (рис. 68).

Изменение размеров образца зависит от его формы (длины и диаметра), а также температурного перепада.

Н. Н. Давиденков и В. А. Лихачев [64] считают, что циклическое воздействие теплосмен является следствием релаксации различного рода температурных напряжений, действующих в микрообъемах, анизотропии релаксации этих напряжений, связанных с наличием градиента температур.

Относительная деформация в пересчете на один цикл (коэффициент роста) определяется параметрами температурного воздействия (число предшествовавших перемен температуры, интервал температур цикла, верхняя и нижняя температуры цикла, скорости нагрева и охлаждения, время пребывания образца при минимальной и максимальной температурах цикла), состоянием и свойствами материала (текстура, величина зерна, химический и фазовый составы, анизотропия теплового расширения, тип пространственной решетки), а также масштабом и формой образцов.

Усталость сплавов и сталей при высоких температурах

Ряд деталей газотурбинных установок, особенно рабочие лопатки турбин и компрессоров, работают при высоких температурах в условиях действия вибрационных (резонансных) нагрузок, которые в сумме с центробежными могут достигать больших значений. За сравнительно короткое время работы газотурбинного двигателя число перемен в каждой лопатке составляет несколько сотен миллионов, а поэтому важно наряду с другими характеристиками знать сопротивление усталости материала.

Опыт эксплуатации и доводки двигателей показывает, что разрушение от усталости — явление довольно частое и бороться с ним не так просто.

Испытание на усталость при высоких температурах проводили различными методами при переменных изгибающих напряжениях или соосных напряжениях *растяжение — дополнительное растяжение* или *растяжение — сжатие*. Для исследований брали круглые образцы или образцы прямоугольного сечения, вырезанные из листов или полос. Проводили также натурные испытания деталей (лопаток).

Образцы для испытания на усталость, метод и температура испытания должны возможно точнее воспроизводить условия предполагаемой эксплуатации. Следует обратить внимание на соответствие частоты, с которой изменяется нагрузка, а также на соответствие характера действующих напряжений и температур. Вибрация нагрузок, которая обычно возникает при эксплуатации детали в авиационных двигателях при высоких температурах,

большей частью очень высокая и может достигать 5000—10 000 перемен в секунду. Поэтому результаты испытаний на усталость при высоких температурах, полученные на обычных установках, в которых применяемые частоты могут отличаться от частот, имеющих в конструкциях, не всегда можно принимать для расчета.

Необходимо также обратить внимание на влияние масштабного фактора, так как на образцах меньшего диаметра получаются более высокие значения предела усталости, чем на образцах большего размера.

Некоторые детали могут иметь резкие переходы в сечениях, поэтому испытания проводят на гладких образцах и образцах с надрезом.

Методы испытаний на усталость при высоких температурах описаны в работах [39, 40, 74].

В результате испытаний строят диаграмму усталости, показывающую зависимость между напряжением (σ) и числом циклов, вызывающих разрушение (N) при определенной температуре. По кривым усталости в координатах *амплитуда напряжений — число циклов* определяют пределы усталости для определенного числа циклов, так называемой базы испытания. Приняты базы для числа циклов 10^7 , $2 \cdot 10^7$, 10^8 и $2 \cdot 10^8$, которые всегда оговаривают.

Кривые усталости при высоких температурах сильно отличаются от кривых усталости, определенных при комнатных температурах: переход к горизонтальному участку затягивается в первом случае или совсем отсутствует, когда материал начинает сильно разупрочняться.

Поэтому считается, что испытания на усталость при высоких температурах следует проводить при наибольшем числе циклов ($\sim 10^8$), тогда как для испытаний при комнатных температурах достаточно $3 \cdot 10^6$ или 10^7 циклов.

На рис. 69 показаны кривые усталости при испытании изгибом сплава ЭИ437, полученные при 20, 700 и 800° С. При температуре испытания 20° С и $6 \cdot 10^7$ циклов имеется переход на горизонтальный участок, который можно принять за предел усталости ($\sigma_{-1} = 33 \text{ кг/мм}^2$).

При температуре испытания 700° С кривая усталости непрерывно снижается и предела усталости как такового нет. В этом случае за условный (ограниченный) предел усталости принимают напряжение, вызывающее разрушение при определенном числе циклов. Для базы 10^6 циклов $\sigma = 46 \text{ кг/мм}^2$, а для базы 10^8 циклов $\sigma = 30 \text{ кг/мм}^2$.

Для температуры испытания 800° С вследствие разупрочнения сплава кривая усталости при числе циклов 10^8 начинает резко снижаться. В этом случае ее нельзя экстраполировать для большей длительности испытания (числа циклов). Аналогичные результаты были получены для другого, более жаропрочного сплава ЭИ598, для которого характерно резкое разупрочнение при 800 и 900° С;

при температуре 900°C с перелом кривой обнаруживается при числе циклов 10^7 , при 800°C — при $2 \cdot 10^7$ циклов.

Форма образца оказывает большое влияние на сопротивление усталости, что хорошо видно из диаграммы (рис. 70), полученной А. М. Сулимой для сплава ЭИ617. Наиболее высокими значениями сопротивления усталости отличаются цилиндрические образцы.

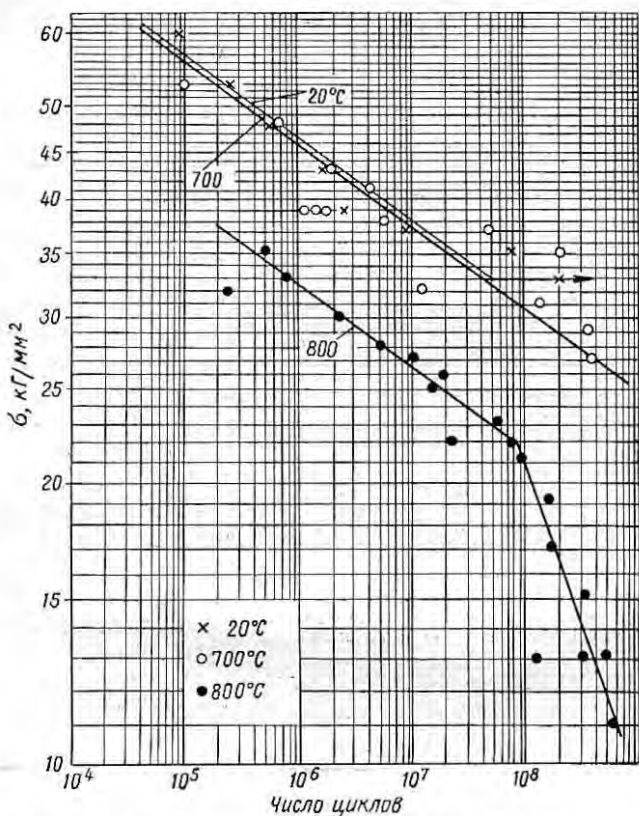


Рис. 69. Кривые усталости сплава ЭИ437 при различных температурах испытания

Образцы же, близкие по форме к лопатке, имеют сопротивление усталости на 30—40% ниже, чем цилиндрические.

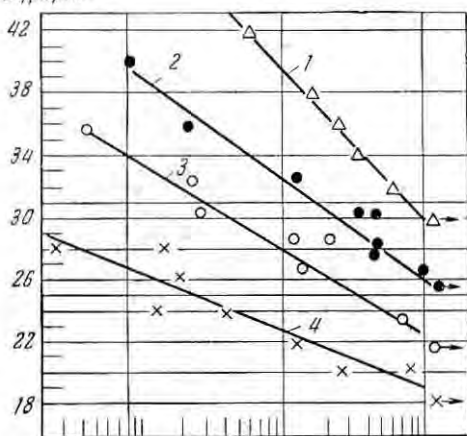
На рис. 71 приведены кривые усталости жаропрочных сплавов ЭИ617 и ЭИ929 при температуре испытания 850°C в зависимости от частоты нагружения.

Большое влияние на сопротивление усталости оказывает состояние поверхностного слоя образцов или лопаток, его повреждаемость (обеднение его хромом, титаном, алюминием и бором) как в процессе эксплуатации, так и при термической обработке. Именно

в этом слое возникают большие поверхностные напряжения, приводящие к разрушению.

На состояние поверхностного слоя детали оказывают влияние состав газовой среды и скорости потока (рис. 73—75). Поэтому сопротивление усталости связано с наработкой двигателя в эксплуатации, особенно когда детали работают при высоких температурах (рис. 72).

$\sigma_{-1}, \text{кг/мм}^2$



○ 1 ▨ 2 ▨ 3 ☾ 4

Рис. 70. Влияние формы поперечного сечения образца на сопротивление усталости сплава ЭИ617 при температуре 850°С и частоте 960 цикл/мин:

1 — цилиндрический образец; 2 — прямоугольный; 3 — трапециевидный; 4 — профильный

Кривые усталости сплавов, чувствительных к надрезу при определенных температурах, имеют различный ход (рис. 76—77).

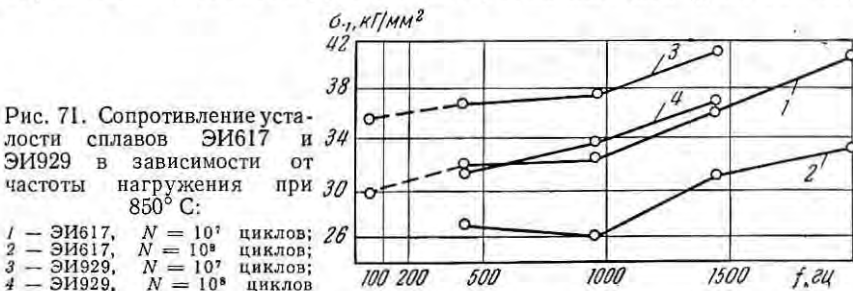


Рис. 71. Сопротивление усталости сплавов ЭИ617 и ЭИ929 в зависимости от частоты нагружения при 850°С:

1 — ЭИ617, $N = 10^7$ циклов; 2 — ЭИ617, $N = 10^8$ циклов; 3 — ЭИ929, $N = 10^7$ циклов; 4 — ЭИ929, $N = 10^8$ циклов

Отношение условного предела усталости гладкого образца к пределу усталости образца с надрезом называют чувствительностью металла к надрезу и обозначают

$$\beta = \frac{\sigma_r}{\sigma_n}, \text{ или } \beta = \frac{\sigma_{\omega(r)}}{\sigma_{\omega(n)}}$$

Установлено, что турбинные лопатки из сплава нимоник-90, имеющие на поверхности обедненный «белый» слой, в результате действия окислительной атмосферы порядка 0,025 мм после наработки около 1300—1500 ч имеют более низкое сопротивление усталости ($\sigma_{-1} \approx 23 \text{ кг/мм}^2$), чем лопатки, не имеющие этого слоя ($\sigma_{-1} \approx 33 \text{ кг/мм}^2$), рис. 72.

Применение алитирования, повышающего окалинистость поверхности деталей, повышает их сопротивление усталости и эксплуатационную стойкость (см. рис. 74).

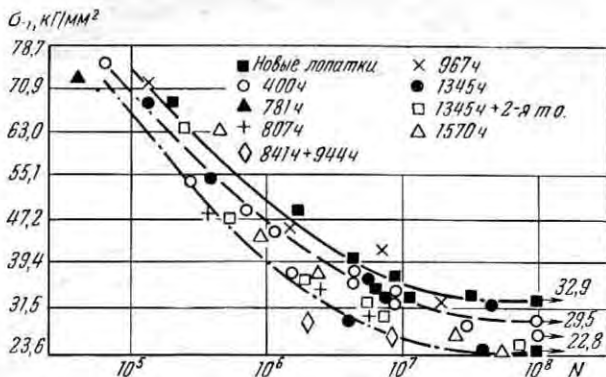


Рис. 72. Характеристики усталости турбинных лопаток из сплава нимоник 90 после эксплуатации различной длительности

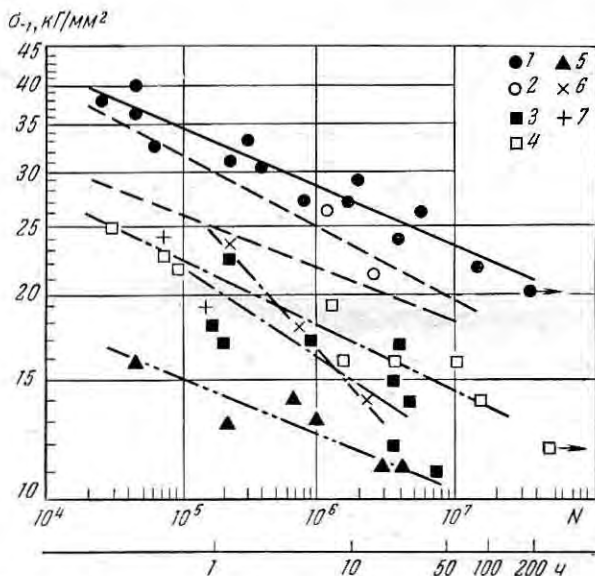


Рис. 73. Сопротивление усталости цилиндрических образцов (1 и 2) и моделей лопаток (3—7) из сплава ЭИ867, испытанных с нагревом в воздушной среде и в продуктах сгорания топлива:

1 — 900° С, электропечь, σ_{-1} ; 2 — 900° С, электропечь, $\sigma_{ст} = 20 \text{ кг/мм}^2$; 3 — 900° С, электропечь, σ_{-1} ; 4 — 900° С, электропечь, $\sigma_{ст} = 20 \text{ кг/мм}^2$; 5 — 900° С, топливо Т-1, $\sigma_{ст} = 20 \text{ кг/мм}^2$; 6 — 900° С ↔ 450° С, газ — воздух, $\sigma_{-1} + \sigma_T$; 7 — 900° С ↔ 200° С, газ — воздух, $\sigma_{-1} + \sigma_T$

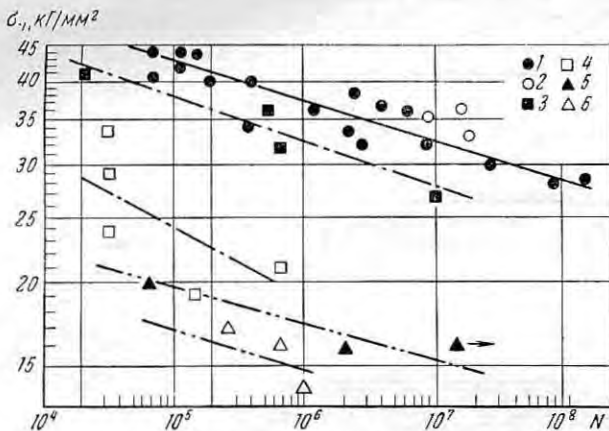


Рис. 74. Сопротивление усталости алитированных и неалитированных цилиндрических образцов (1 и 2), а также моделей лопаток (3—6) из сплава ЭП109 при 900° С:

1 — неалитированный, электропечь, σ_{-1} ; 2 — алитированный, электропечь, σ_{-1} ; 3 — алитированный, электропечь, $\sigma_{ст} = 20 \text{ кг/мм}^2$; 4 — алитированный, топливо Т-1, $\sigma_{ст} = 20 \text{ кг/мм}^2$; 5 — неалитированный, электропечь, $\sigma_{ст} = 20 \text{ кг/мм}^2$; 6 — неалитированный, топливо Т-1, $\sigma_{ст} = 20 \text{ кг/мм}^2$.

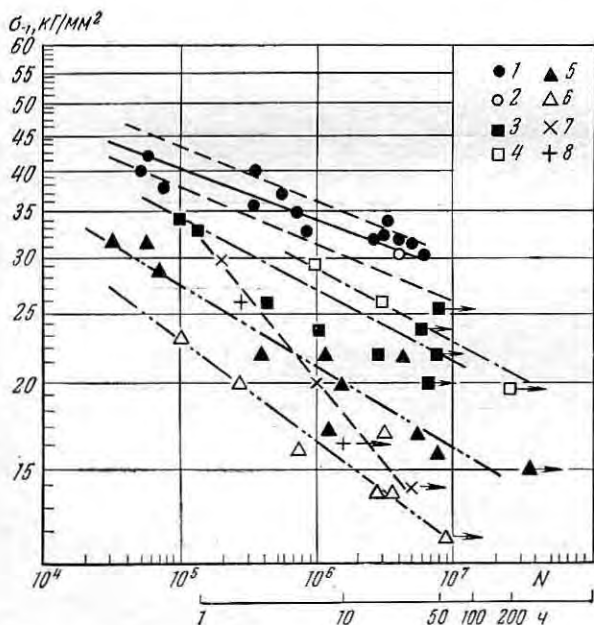


Рис. 75. Сопротивление усталости сплава ЭИ437Б:

1 — 700° С, электропечь, σ_{-1} ; 2 — 700° С, электропечь, $\sigma_{ст} = 20 \text{ кг/мм}^2$; 3 — 700° С, электропечь, σ_{-1} ; 4 — 700° С, электропечь, $\sigma_{ст} = 20 \text{ кг/мм}^2$; 5 — 700° С, электропечь, $\sigma_{ст} = 38 \text{ кг/мм}^2$; 6 — 700° С, топливо Т-1; $\sigma_{ст} = 38 \text{ кг/мм}^2$; 7 — 700° С ↔ 350° С, газ — воздух, $\sigma_{-1} + \sigma_T$; 8 — 700° С ↔ 200° С, газ — воздух $\sigma_{-1} + \sigma_T$.

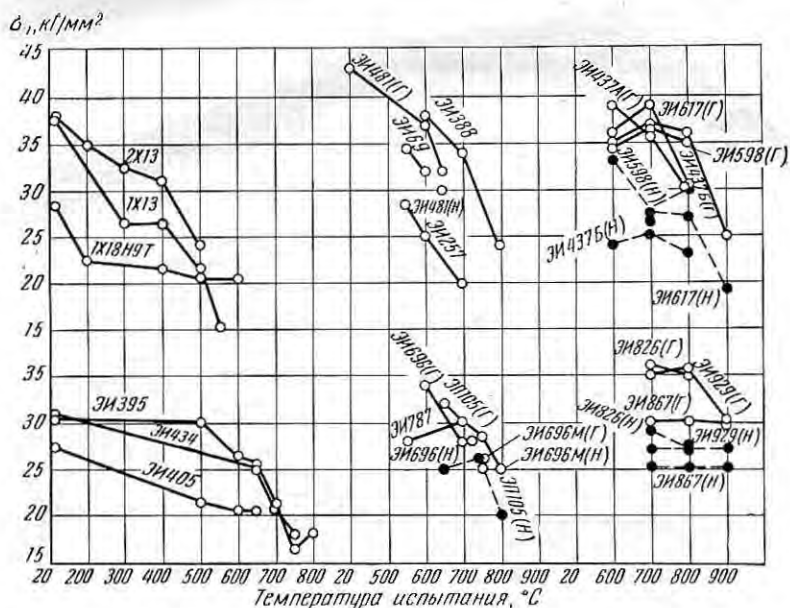


Рис. 76. Изменение предела усталости сталей и сплавов в зависимости от температуры испытания (на базе 10^7 циклов): (Г) — гладкие образцы; (Н) — образцы с надрезом

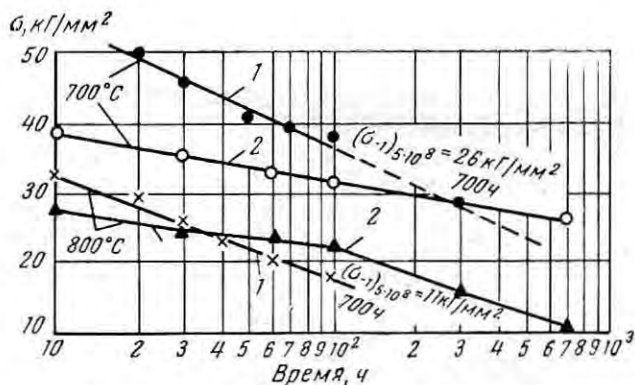


Рис. 77. Кривые длительной прочности (1) и усталости (2) сплава ЭИ437 при различных температурах испытания

При этом оговаривают профиль надреза и радиус закругления в надрезе.

Изучение изменения пределов длительной прочности и условных пределов усталости в зависимости от температуры испытания не позволило установить какой-либо определенной связи между

ними. Отмечается, что длительная статическая прочность с повышением температуры у ряда сплавов падает быстрее, чем сопротивление усталости. Не установлено также какой-либо закономерности между легированием и сопротивлением усталости.

Б. И. Александров [76, с. 5] показал, что при испытании стали ЭИ395 и сплава ЭИ437 на выносливость при повышенных температурах поверхностный слой насыщается азотом наиболее сильно по местам дефектов структуры. В сплаве ЭИ437 содержание

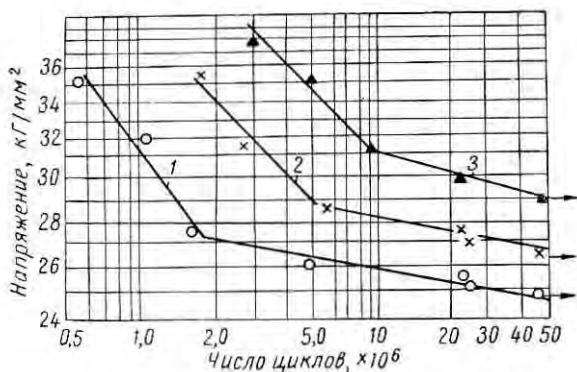


Рис. 78. Кривые усталости сплава ЭИ617 (при 800° С) после различной подготовки поверхности образцов: 1 — шлифование; 2 — электрополирование; 3 — обкатка роликом

азота доходило до 1,25% вместо 0,01—0,02 в исходном материале.

В. А. Парфенов [47] показал, что наличие дефектов в поверхностном слое способствует усиленному окислению, особенно при одновременном воздействии температуры и напряжений. По его данным, сплав ЭИ618 после 220-ч работы при температуре 800—850° С в виде лопатки соплового аппарата сильно окисляется примерно на глубину 0,20%, и пленка окислов легко отламывается от поверхности. Окисление сильно снижает сопротивление усталости сплава.

В результате испытаний сплава ЭИ618 на выносливость было установлено, что образцы, которые перед испытанием окислялись на воздухе в течение 10 ч при 800° С, резко снизили сопротивление усталости по сравнению с образцами, которые перед испытанием также нагревали в течение 10 ч, но в вакууме [47].

При воздействии напряжений в металле во время испытания происходит пластическая деформация, способствующая более интенсивному и избирательному окислению в зонах циклических сдвигов и плоскостей двойникования. Характер окисления в головке образца и в рабочей части образца различен. Циклические нагрузки ускоряют процесс окисления сплавов и структурные

превращения, а также способствуют ускоренному разупрочнению сплава из-за более ранней рекристаллизации.

Проведены испытания образцов сплавов ЭИ437Б и ЭИ618 на усталость при 750 и 800° С с различной подготовкой поверхности в рабочей части. Результаты испытаний сплава ЭИ437Б показывают, что наименьшее сопротивление усталости имеют образцы,

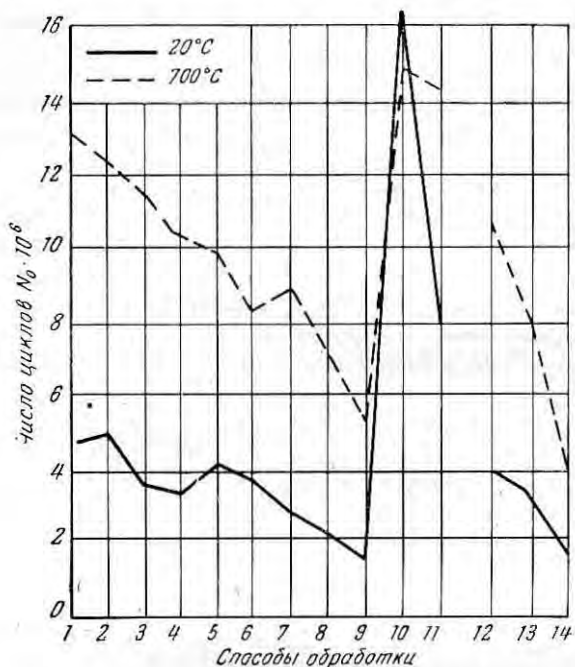


Рис. 79. Влияние различных способов обработки поверхности и наклепа на сопротивление усталости сплава ЭИ437 при температурах испытания 20 и 700° С. Способы обработки:

1 — электрополирование (ненаклепанные образцы); 2 — полирование после шлифования; 3 — шлифование острым камнем; 4 — то же, тупым камнем; 5 — полирование после точения острым резцом; 6 — то же, тупым резцом; 7 — чистовое точение; 8 — точение с электроподогревом; 9 — черновое точение; 10 — обдужка дробью; 11 — обкатка роликами; 12 — растяжение до $\delta = 0.5\%$; 13 — растяжение до $\delta = 2\%$; 14 — растяжение до $\delta = 10\%$

обкатанные роликом, т. е. предварительно наклепанные, и наибольшее — электрополированные.

При испытании сплава ЭИ617 лучшие результаты получены на образцах с наклепом (обкатка роликом), затем следуют электрополированные и, наконец, шлифованные механически (рис. 78).

Разница в поведении наклепанных образцов из сплавов ЭИ437Б и ЭИ617 объясняется тем, что для первого сплава 750° С — достаточно высокая температура для рекристаллизации и разупрочнения, а для сложнoleгированного сплава ЭИ617 даже 800° С —

недостаточная, так как температура начала рекристаллизации его значительно выше.

На рис. 79 показано влияние различных методов обработки поверхности образцов перед испытанием на их усталостную прочность. Испытания проводили при 20 и 700° С. Материалом служил сплав ЭИ437. Лучшие характеристики получены после электрополирования. Высокое сопротивление усталости достигается также в результате полирования после шлифования. Что касается обработки камнем, то необходимо обращать особое внимание на подбор его сорта и на технологию обработки. Были случаи, когда шлифование грубыми камнями с очень большим нажимом приводило к быстрому выходу лопаток из строя уже после сдаточных (3—5 ч) испытаний.

В работе [68, с. 232] определяли высокотемпературную усталостную прочность ряда жаропрочных сплавов и сталей при низкой частоте смен нагрузки в связи с применением этих сплавов в теплообменных установках. Поскольку при низкой частоте в течение $\frac{1}{4}$ цикла возможны явления, характерные для ползучести, то ход кривых усталости имеет несколько иной характер, чем при общепринятых методах определения сопротивления усталости.

В табл. 7 приведены результаты испытаний по определению условных пределов усталости ряда сталей и сплавов при различном числе циклов и различных температурах.

ТАБЛИЦА 7. ЗНАЧЕНИЯ УСЛОВНЫХ ПРЕДЕЛОВ УСТАЛОСТИ

Марка сплава	Температура испытания, °С	σ_{-1} , кг/мм ² , на базе циклов		
		10 ⁴	10 ⁶	10 ⁸
ЭИ437Б	700	44	37	32
ЭИ855	700	26	22	19
ЭИ850	600	26	23	20
	700	23	20	17
ЭИ853	600	24	21	18
	700	14	12	10
ЭП211	700	27	22	18
1Х18Н9Т	500	32	28	25
	600	30	26	22
	700	27	23	20
15ХМА	500	27	25	22
	600	17	10,5	7,5

Испытания проводили на специальной установке с применением кольцевых образцов. В начале испытания предел выносливости растет быстрее, чем предел длительной прочности, затем

быстрее начинает расти предел длительной прочности. В результате материал, имеющий высокую статическую прочность, хуже противостоит циклическим нагрузкам.

Релаксация напряжений

Релаксацией называют процесс самопроизвольного падения напряжения в образцах или деталях в условиях постоянной суммарной ($\epsilon_{упр} + \epsilon_{пласт}$) деформации.

В условиях релаксации работают болты во фланцевых соединениях, шпильки, клиновые посадки, пружины и другие детали, которые крепятся с определенным натягом. Турбинные диски, укрепленные на валу с определенным натягом, также относятся к этой категории деталей.

Процесс релаксации напряжений приводит со временем к ослаблению натяга в соединениях в результате действия температуры и времени. По существу релаксация напряжений представляет процесс перехода части упругой деформации в пластическую под влиянием температуры и времени. Чем выше температура, тем интенсивнее идет релаксация. Релаксация — нежелательное явление, так как в результате ее ослабляется прочность соединений и нарушается работа агрегатов.

Испытания на релаксацию можно проводить в условиях растяжения, изгиба и кручения на специальных машинах [77—79].

Наиболее простой метод испытаний — метод кольцевых образцов, разработанный И. А. Одигом [77]. В кольцо с разрезом, нагретое до соответствующей температуры, вставляют клин, при этом возникает определенная деформация (натяг—посадка), а следовательно, и напряжения. Эти напряжения будут релаксировать по мере перехода упругой деформации в пластическую под воздействием температуры и времени.

Процесс релаксации напряжений в деталях, как и процесс ползучести, может протекать в три стадии. На первой стадии [40] происходит очень быстрое, но постепенно затухающее падение напряжения, на второй — приблизительно равномерное и на третьей — ускоренное.

Процессы упрочнения на первой стадии преобладают над процессами разупрочнения; в результате процесс быстро затухает и переходит во вторую стадию равномерного падения напряжений. Этот участок на диаграмме релаксации может быть прямолинейным.

В условиях воздействия высокой температуры и ряда процессов, вызывающих разупрочнение материала, релаксация напряжений ускоряется, что обычно приводит к нарушению нормальной работы соединения.

По данным И. А. Одига, релаксационные процессы можно выразить уравнением перехода упругой деформации ($\epsilon_{упр}$) в пластическую ($\epsilon_{пласт}$) при постоянстве общей деформации, т. е.

$$\epsilon_0 = \epsilon_{упр} + \epsilon_{пласт} = \text{const.}$$

Для характеристики первой стадии затухающего релаксационного процесса пользуются уравнением

$$\sigma = \sigma_0 e^{-\frac{kt}{p^l}},$$

где σ_0 — начальное напряжение;
 σ — напряжение в процессе релаксации;
 k и p — коэффициенты, характеризующие скорость релаксации во времени.

Вторая стадия релаксации на диаграмме в полулогарифмических координатах отображается прямой линией и описывается уравнением

$$\sigma = \sigma'_0 e^{-\frac{t}{\tau_0}};$$

где σ'_0 — условное начальное напряжение второго этапа релаксации;

τ_0 — время, необходимое для снижения напряжения;

e — основание натуральных логарифмов.

Прямолинейная зависимость релаксации напряжений во второй стадии послужила основанием к экстраполяции результатов на более длительные сроки, что описано в работах [77—81].

Третья стадия релаксации характеризуется большой и возрастающей скоростью релаксации и связана с почти полным разупрочнением материала под влиянием высоких температур.

Образование фаз и другие физико-химические явления, протекающие в материале в процессе испытания, могут сказываться на характере кривых скорости релаксации.

На рис. 80—84 приведены кривые релаксации для ряда жаропрочных сталей и сплавов по данным И. А. Смьян и автора, а в табл. 8 и 9 — данные о релаксационной стойкости сталей и сплавов по различным источникам.

Чем выше жаропрочность сталей или сплавов, тем выше их релаксационная стойкость (рис. 80). Однако какой-либо четкой закономерности в этом отношении между релаксационной стойкостью и характеристиками жаропрочности не установлено.

Из сплавов на железной основе лучшей релаксационной стойкостью отличается сталь марки ЭИ696МВД (вакуум-дуговой переплав), принятая в качестве основного материала для крепежа, работающего при 500—700° С. Эта сталь к тому же обладает высокой коррозионной стойкостью в атмосфере воздуха и особенно в атмосфере морского воздуха. В этих условиях сталь марки ЭИ481, склонная к межкристаллитной коррозии, очень быстро разрушается, поэтому ее заменяют сталью ЭИ696МВД.

Сталь марки ЭИ696 используется в качестве крепежного материала для ряда газотурбинных двигателей, при этом она показывает высокую релаксационную стойкость при 550—700° С, но после закалки с 1000—1120° С и ступенчатого старения.

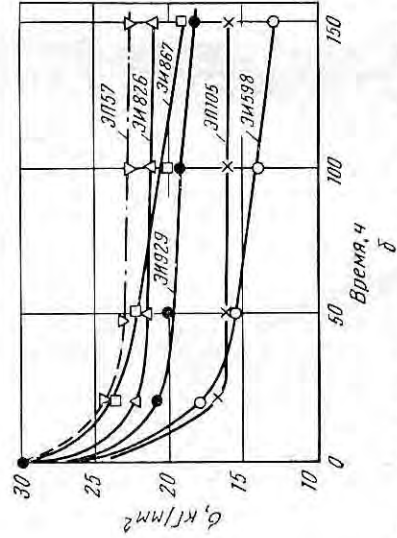
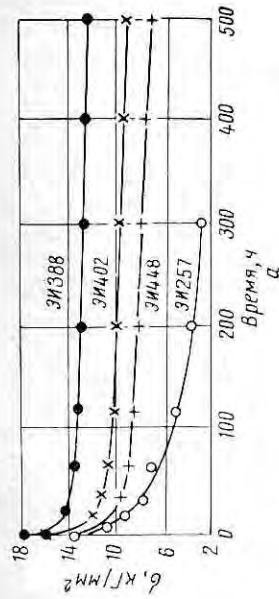


Рис. 80. Кривые релаксации сталей ЭИ388, ЭИ402, ЭИ448, ЭИ257 при 700° С (а) и сталей ЭИ598, ЭИ929, ЭИ867, ЭП57 и ЭП105 при 800° С (б)

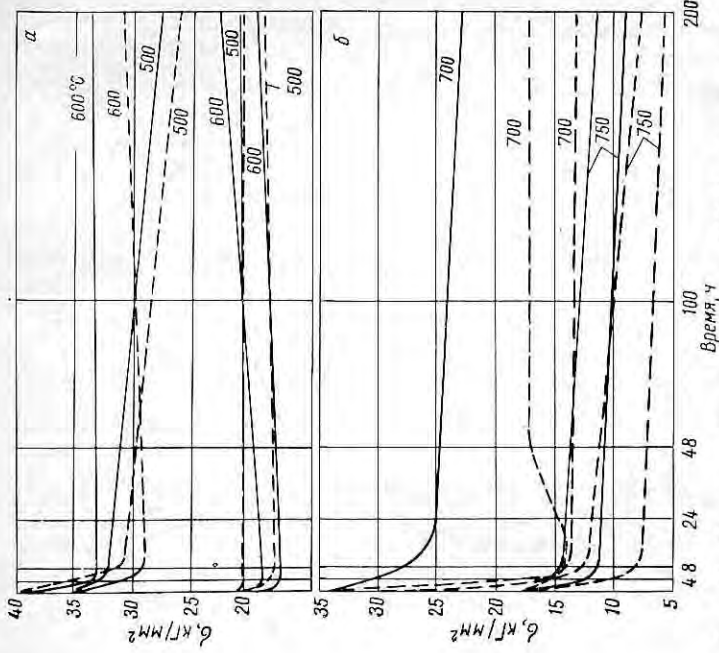


Рис. 81. Кривые релаксации стали ЭИ696, определенные на цилиндрических образцах после различных режимов обработки при 500, 600 (а) и 700, 750° С (б): режим Ia (сплошные линии) — закалка с 1120° С, 2 ч (масло) + 840° С, 3 ч (воздух) + 750° С, 16 ч (воздух) + 650° С, 16 ч (воздух); режим IIa (штриховые) — закалка с 1120° С, 2 ч (масло) + 750° С, 16 ч (воздух) + 650° С, 16 ч (воздух)

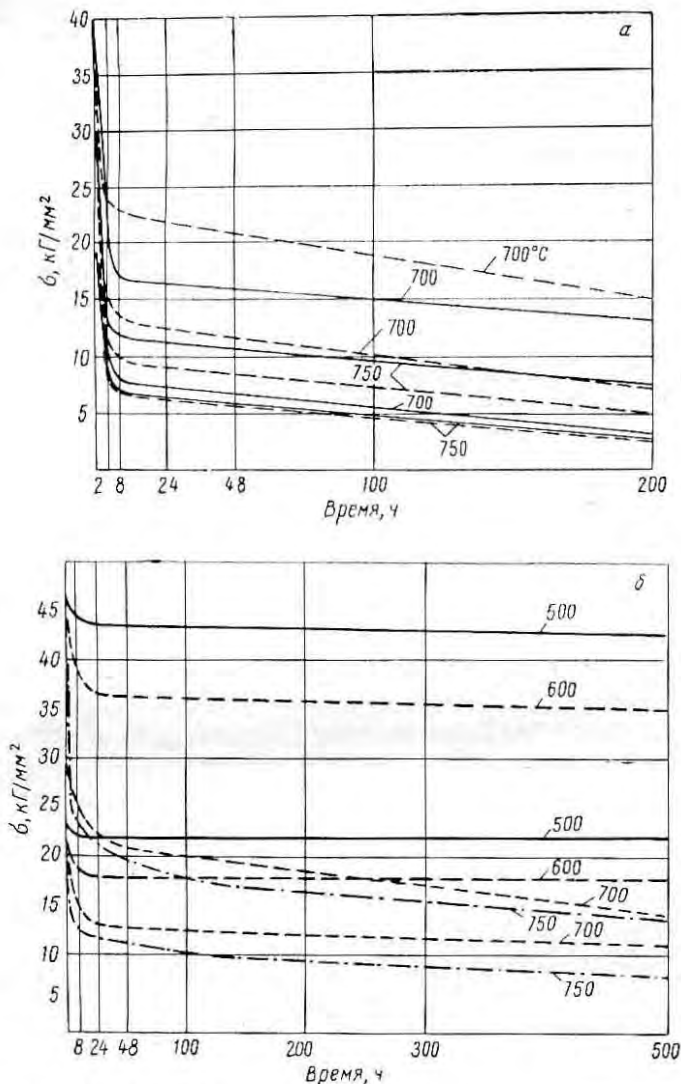


Рис. 82. Кривые релаксации сплава ЭИ437Б, определенные на цилиндрических образцах после различных режимов обработки при 700—750° С (а) и на кольцевых при 500—750° С (б):

режим 1б (сплошные линии) — закалка с 1080° С, 8 ч и перенос в печь на 850° С, 24 ч, охлаждение с печью до 400° С и затем на воздухе + старение при 700° С, 16 ч, охлаждение на воздухе; режим 11б (штриховые) — закалка с 1080° С, 8 ч, на воздухе и старение при 700° С в течение 16 ч, охлаждение на воздухе

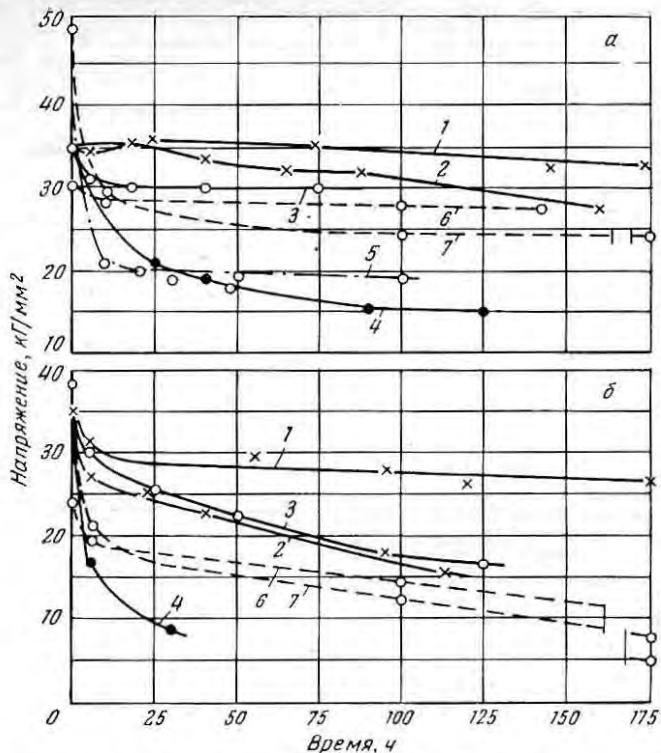


Рис. 83. Кривые релаксации жаропрочных сплавов ЭИ696М, А-286, нимоник 80А при 650 (а) и 700° С (б):

1—4—сплав ЭИ696М после двойного старения: 750° С, 16 ч+650° С, 16 ч (предшествующая обработка: 1—нагрев на 1100° С; 2—нагрев на 1000° С; 3—холодная прокатка; 4—горячая прокатка); 5 — нимоник 80А; 6, 7—А-286

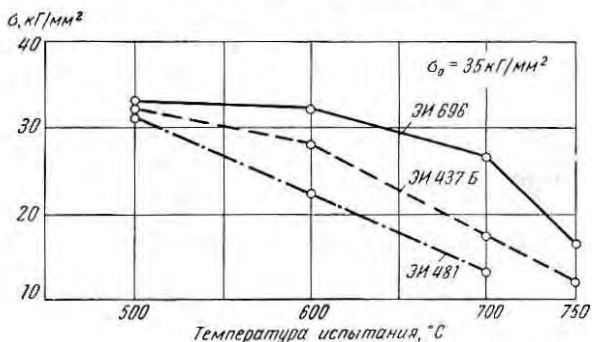


Рис. 84. Температурная зависимость остаточного напряжения некоторых сталей и сплавов после 500-ч испытания с разным начальным напряжением. Образцы кольцевые

ТАБЛИЦА 8. РЕЛАКСАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ
ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ [240]

Материал	Температура испытания, °С	$\theta_{\text{исп}}$, ч	σ_0 , кг/мм ²	Характеристики релаксации			$\theta_{\sigma} = 12$ *, ч
				σ_{1000}	σ_{3000}	σ_{10000}	
19-9DL	585	3200	22	14,5	12,9	8,4	4 000
			40	24,5	21,8	15,2	14 000
19-9DX	585	4300	22	15,5	13,8	10,8	7 100
			40	23,8	21,8	15,2	14 600
N-155	585	2400	22	15,8	12,6	6,4	3 600
			40	26,2	21,1	10,3	8 500
ЭИ673	585	5300	22	18	17,2	14,8	23 000
			40	29,8	27,8	22,5	29 500
ЭИ612	585	3300	22	18,7	18	14,7	19 300
	640	2000	40	33	31,5	26,9	47 000
ЭИ437	585	4200	22	13,6	12,2	8,4	3 100
			40	23,8	21,2	14,4	14 750
ЭИ437	585	4200	60	35,5	31	22,4	21 000
			22	16,5	14,6	9,8	
Инконель Х	585	2400	40	29	29,7	17	16 500
			60	42	37,5	25,5	24 200
ЭИ765	585	4200	22	19,2	18,4	15,5	22 400
			40	31,3	29,5	24	33 900
ЭИ765	640	2000	60	47,8	44,6	39	69 500
			40	23	20,5	14	16 100
ЭИ765	640	2000	60	34,5	30	17,8	4 800

* Когда $\theta_{\sigma} = 12 > \theta_{\text{исп}}$, его величина определена методом графической и аналитической экстраполяции.

ТАБЛИЦА 9. РЕЛАКСАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Сплав или сталь	Термическая обработка	Температура испытания, °С	Начальное напряжение, кг/мм ²	Остаточное напряжение, кг/мм ² , за время, ч					
				100	500	1000	3000	5000	10 000
1X13	ТУ	400	30	23	19	19	18	18	16
			20	17	15	15	14	14	12
		450	30	17	15	14	13	12	10
			25	15	13	12	11	11	9
			20	13	11	11	10	9	7
2X13	ТУ	400	30	23	21	21	18	17	—
			20	14	14	14	13	13	—
		450	30	16	14	13	11	10	—
3X13	ТУ	450	30	14	12	11	10	9	—
			20	11	9	8	7	6	—
X10C2M	ТУ	450	25	18	18	18	17	16	—
		500	20	13	12	10	9,5	7,7	—
15X12ВМФ (ЭИ802, ЭИ952)	ТУ	565	35	16	14	12	11	9	7
X12ВМБФР (ЭИ9931)	ТУ	550	30	—	15	14	13	12	8,7
		565	30	—	15	14	13	—	8,5
ЭИ612	Закалка с 1080—1100° С, вода+старение при 700° С, 25 ч	525	40	36	36	35	35	35	34
			35	31	31	31	30	30	30
			30	27	27	27	27	27	27
		600	30	25	25	25	24	23	22
			25	22	22	22	21	21	20
			20	18	18	18	18	17	17
			15	14	14	14	14	13	13
		650	25	21	20	20	14	18	16
			20	17	17	16	16	15	14
			15	13	13	13	12	12	11
		680	23	17	15	13	12	11	8,8
			20	15	14	12	11	10	7,8
15	12		11	11	10	9	7,1		
ЭИ572	Закалка с 1150—1180° С, вода+старение при 800° С, 16 ч	530	20	15	—	14,7	14,4	14	12
		600	20	11	9,3	8,7	8,1	—	—
		600	25	13	11	10,6	9,6	—	—

Сплав или сталь	Термическая обработка	Температура испытания, °С	Начальное напряжение, кг/мм ²	Остаточное напряжение, кг/мм ² , за время, ч					
				100	500	1000	3000	5000	10 000
ЭИ395	Закалка с 1180° С, вода + старение при 650—750° С	560	25 20	21 15	18 14	17 13	15 12	11 9	8,0 7
		600	15	9,4	8,3	7,1	5,6	(2,5) *	—
ЭИ388	Закалка с 1180° С, вода + старение при 800° С, 8—10 ч	560	25 20	22 18	22 18	21 17	20 16	— —	16 12
		580	25 20	21 17	21 17	19 16	18 16	16 14	10 9,0
ЭИ726	Закалка с 1140° С, воздух + старение при 750° С, 25 ч	650	20 15	13 11	12 10	11 9	10 —	9,6 —	9,0 7,0
ЭИ437	Закалка с 1080° С, воздух + старение при 700° С, 16 ч, воздух	585	60	—	—	35	31	—	22
			40	—	—	24	21	—	14
			22	—	—	14	12	—	8,4
1X18H12T	Закалка с 1050° С, воздух	650	10 7	— —	3,1 2,5	— —	— —	— —	— —
ЭИ765	Закалка с 1150° С, масло + старение при 800° С, 20 ч	565	35	—	33	—	32	31	(31) *
			30	—	28	—	28	28	(27)
			25	—	24	—	23	22	(22)
		600	35	33	32	31	31	30	(30)
			30	28	28	27	26	26	(26)
			25	24	23	23	22	21	(21)
650	30	—	26	—	24	22	(20)		
	25	—	22	—	20	19	(17)		

Сплав или сталь	Термическая обработка	Температура испытания, °С	Начальное напряжение, кг/мм ²	Остаточное напряжение, кг/мм ² , за время, ч					
				100	500	1000	3000	5000	10 000
ЭИ765	Закалка с 1150° С масло + старение при 800° С, 20 ч	700	30	25	22	21	19	17	(14)
			25	21	18	17	15	13	(12)
			20	17	14	14	12	11	(9,0)
			15	12	11	10,5	9	8,5	(8,0)
		750	30	20	17	14	12 **	—	3,5
			25	17	14	12	11 **	—	3,2
			20	14	12	10	10 **	—	3,1
			15	10	—	8,5	7,5 **	—	2,9
		800	30	13	8,8	7,2	—	—	—
			25	12	8,0	7,0	—	—	—
			20	9,5	5,5	4,5	—	—	—
			15	8,0	—	—	—	—	—
		850	30	6,0	3,8	3,0	—	—	—
			25	5,5	3,2	2,7	—	—	—
			20	5,0	—	2,2	—	—	—
			15	4,5	—	2,1	—	—	—

* В скобках — экстраполировано. ** Для 2000 ч.

При температурах 750° С и более высоких в качестве крепежного материала применяют высокожаропрочные сплавы на никелевой основе марок ЭИ598, ЭИ826 и др. (рис. 81, б).

Следует отметить, что сплавы ЭИ437Б и нимоник 80А не обнаруживают каких-либо преимуществ по сравнению со сталями ЭИ696 и ЭИ696МВД (рис. 83) при 550—750° С.

Иногда жаропрочные стали используют для работы в условиях релаксации в состоянии после термомеханической обработки, а также в виде горячекатаного и затем состаренного материала.

Сталь ЭИ388 хорошо работает в виде крепежа при условии тарированной затяжки болтовых соединений. Накатанные болты лучше работают при температурах до 600° С, нарезные — при более высокой температуре.

В энергомашиностроении при температурах выше 650° С применяют жаропрочный никелевый сплав марки ЭИ765.

Хорошо изучены релаксационная стойкость сплавов ЭИ893, ЭИ612 и ЭИ572, которые также используют в качестве крепежного материала [240].

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ГЛУБОКОГО ХОЛОДА

В связи с развитием криогенной техники и строительства космических аппаратов возник большой интерес к материалам, стойким в условиях действия высоких нагрузок и низких и сверхнизких температур¹.

В табл. 10 приводятся механические свойства некоторых жаропрочных и окалиностойких сталей и сплавов при комнатной и минусовых температурах в средах жидкого воздуха, кислорода, азота и водорода [82—85].

Механические свойства хромоникелевых сталей аустенитного класса при минусовых температурах зависят от стабильности аустенита, что определяется положением точки мартенситного превращения (M_n), которое обусловлено соотношением аустенито- и ферритообразующих элементов, входящих в состав стали.

Увеличение содержания никеля, углерода, азота и марганца способствует стабильности аустенита и снижению точки M_n , а этим самым — большей устойчивости аустенита при низких температурах.

Эти стали имеют достаточно высокое сочетание пластических и прочностных свойств при минусовых температурах, а поэтому находят наиболее широкое применение в криогенной и космической практике для насосов, перекачивающих кислород и водород [16 и др.].

Стали мартенситного или полуферритного классов теряют свою пластичность с понижением температуры, и потому их применяют ограниченно.

Высокопрочные стали и сплавы на основе γ -твердого раствора с карбидным и интерметаллидным упрочнением используют в особых случаях, когда требуется сочетание высокой прочности и пластичности при температурах глубокого холода, а также при комнатных и высоких температурах.

В табл. 11 приведены результаты испытаний трех сплавов в виде болтов диаметром 6,3 мм на растяжение с изгибом (перекосом; под гайку ставилась шайба со скосом 3°), на срез и на ударный разрыв при температурах 20, —195 и —253°С.

Образцы подвергали циклическому охлаждению с 21 до —253°С по 5 мин (12 циклов).

Все три сплава показали хорошую стойкость при указанных испытаниях и могут применяться в качестве крепежа в криогенной технике.

¹ Данные о свойствах армо-железа, углеродистой стали, ряда низколегированных сталей, хромистых и хромоникелевых нержавеющей сталей при низких температурах и температурах глубокого холода приведены в работе [16] и в настоящей книге не рассматриваются.

Т А Б Л И Ц А 10. СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ГЛУБОКОГО ХОЛОДА

Сплав	Состояние материала и обработка	$t_{исп}$, °С	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_{1K} , кг·М/см ²	σ_b^H , кг/мм ²	$\frac{\sigma_b^H}{\sigma_T}$
ЭИ696М	Закалка с 1000° С, 3 ч; масло+старение при 750° С, 16 ч, воздух+старение при 650° С, 16 ч, воздух	20	95	20	32	7	—	1,3
		-196	109	15	17	7	—	1,08
		-253	114	5,0	9	—	—	—
ЭИ69	Диам. 22 мм. Закалка с 1180° С, вода	20	33	56	62	19	—	—
		-70	46	56	63	18	—	—
		-196	76	56	57	10	—	—
ЭИ602	Лист толщиной 1,5 мм. Закалка с 1080° С, воздух (в состоянии поставки)	20	41	40	—	15	65	—
		-196	55	38	—	14	85	—
ЭИ696	Закалка с 1170° С, 2 ч, + старение при 750° С, 16 ч, воздух	20	70	14	18	6	126	—
		-70	71	16	19	7	131	—
		-196	81	14	16	5,5	134	—
		-253	87	8	—	—	—	—
ЭП199	Закалка с 1200° С, воздух	20	82	34	42	10	—	—
		-196	93	30	28	6	—	—
		-253	106	20	16	5	—	—
ЭИ388	Закалка с 1190° С, 1,5 ч, вода+старение при 800° С, 8 ч	20	60	34	40	3,8	121	1,25
		-70	74	24	18	1,6	121	1,0
		-196	80	5	7,5	0,6	86	0,88
ЭИ787	Закалка с 1180° С, воз- дух+1050° С, воздух+ста- рение при 830° С, 16 ч	20	99	14	—	—	—	—
		-196	99	10	—	—	—	—
		-253	110	10	—	—	—	—

Сплав	Состояние материала и обработка	$t_{\text{исп}},$ °C	$\sigma_b,$ кг/мм ²	$\sigma_{0,2},$ кг/мм ²	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$a_{K'},$ кг-м/см ²	$\sigma_b^H,$ кг/мм ²	$\frac{\sigma_b^H}{\sigma_b}$
ЭП105ВД	Закалка 1130° С, масло + старение при 820° С, 16 ч, воздух + старение при 700° С, 10 ч, воздух	20	124	83	17	22	4	—	1,11
		-70	134	87	18	19	3,7	—	1,1
		-196	147	98	16	16	3,0	—	1,06
		-253	145	12	12	4	—	—	1,15
Х15Н26МЯ (типа А-286)	Диам. 18 мм. Закалка с 980° С, масло + старение при 720° С, 16 ч, воздух	20	105	75	25	41	10	—	—
		-196	140	80	30	40	12	—	—
		-253	154	95	29	31	—	—	—
А-286	Старение при 718° С	25	105	67	15	—	—	—	0,98
		-196	142	85	23	—	—	—	0,88
		-253	163	97	18	—	—	—	0,87
Инконель Х-750	Старение при 704° С	25	122	82	26	—	—	—	0,97
		-73	132	85	30	—	—	—	0,92
		-196	150	91	31	—	—	—	0,86
		-253	163	94	30	—	—	—	0,85
Рене 41	Двойное старение при 1065 и 760° С	25	127	97	18	—	—	—	0,91
		-73	134	104	13	—	—	—	0,90
		-196	141	113	9,0	—	—	—	0,94
		-253	148	125	6,0	—	—	0,99	
Хайнес 25	20%-ное обжатие	25	115	88	16	—	—	—	1,03
		-73	134	104	16	—	—	—	1,00
		-196	179	127	23	—	—	—	0,91
		-253	188	146	20	—	—	0,98	

* и — образцы с острым надрезом; г — гладкие.

**ТАБЛИЦА II. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ,
ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ КРЕПЕЖНЫХ ДЕТАЛЕЙ,
РАБОТАЮЩИХ ПРИ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ**

Сталь или сплав	Химический состав, %	Температура испытания, °С	σ_b	σ_b с по- реком	$\gamma_{ср}$	Работа при ударном рас- тжении, кг·м
			кг/мм ²			
А-286 холодно- катаная	0,05С; 1,35 Мп; 0,95Si; 15 Cr; 26 Ni; 1,25 Mo; 2Ti; 0,2Al; 0,3 V; осталь- ное Fe	—253	204	198	111	5,0
		—195	189	190	—	5,0
		21	151	151	81	4,8
Юнитемп 212	0,08С; 16 Cr; 25 Ni; 0,5 (Nb + Ta); 4 Ti; 0,35 Al; 0,05 Zr; 0,06 В; остальное Fe	—253	195	191	116	6,0
		—195	194	193	—	6,5
		21	150	151	93	6,4
Инконель 718	0,04 С; 0,2 Мп; 0,2 Si; 19 Cr; 52,5 Ni; 3 Mo; 0,8 Ti; 0,6 Al; 5,2 (Nb + Ta); 18 Fe	—253	204	201	118	3,2
		—195	194	200	—	3,3
		21	158	161	97	3,3

НЕКОТОРЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Аустенитные стали обладают более высоким (чем перлитные) коэффициентом линейного расширения, меньшей теплопроводностью и высоким омическим сопротивлением. Коэффициент линейного расширения уменьшается с увеличением содержания никеля. Наиболее высокий коэффициент линейного расширения имеют хромоникелевые нелегированные и сложнелегированные стали, наименьший — сплавы на никелевой основе (рис. 85). Иногда в деталях появляются дополнительные термические напряжения, связанные с градиентом температур (турбинные диски и кольца). Однако соответствующим подбором конструкции термические напряжения можно свести к минимуму, поэтому сплавы на железной основе (ЭИ481), несмотря на высокие коэффициенты линейного расширения, успешно используют для турбинных дисков и колец с диаметрами 500—1200 мм. Равномерность нагрева, малые градиенты температур в деталях, хорошее сочетание прочности и пластичности способствуют уменьшению термических напряжений, а следовательно, и надежной работе деталей.

Влияние различных факторов обработки на изменение физических свойств никелевых сплавов описано в работах [12, 16, 86—91, 7, 8, 20].

Высокое омическое сопротивление хромоникелевых сплавов, особенно сплавов типа нихромов (Х20Н80, ХН78Т и ЭИ652), используют на практике для изготовления из них нагревательных элементов электропечей.

Стали с аустенитной структурой и нихромы, как правило, немагнитны. Однако некоторые стали, состав которых лежит вблизи границы, отделяющей аустенитную область от мартенситной (или ферритной), могут быть магнитными.

Нагрев при высоких температурах сталей и сплавов на основе γ -твердого раствора способствует переводу в твердый раствор

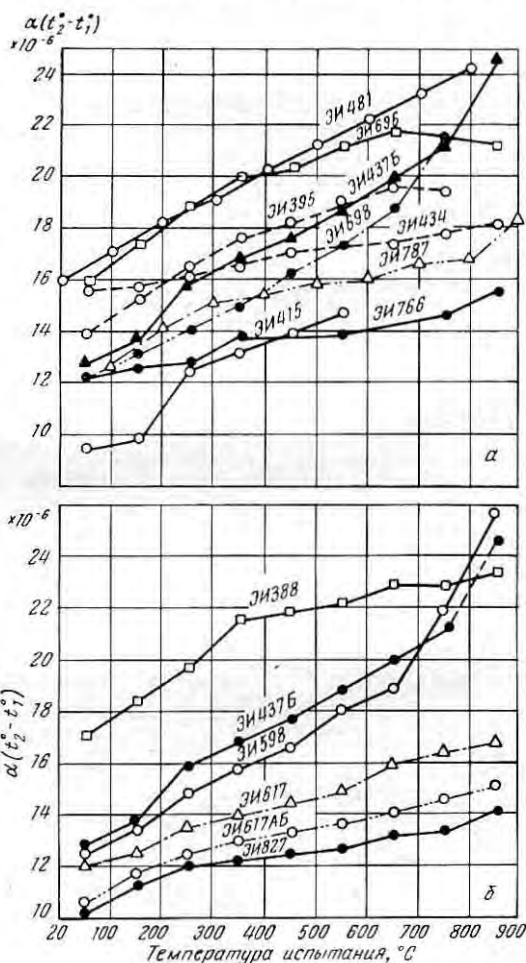
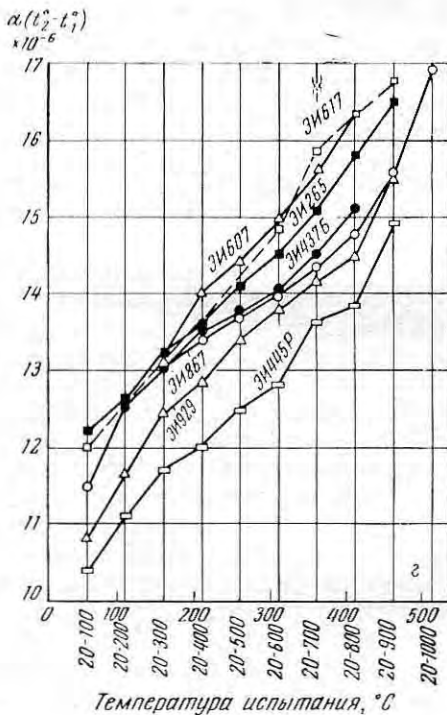
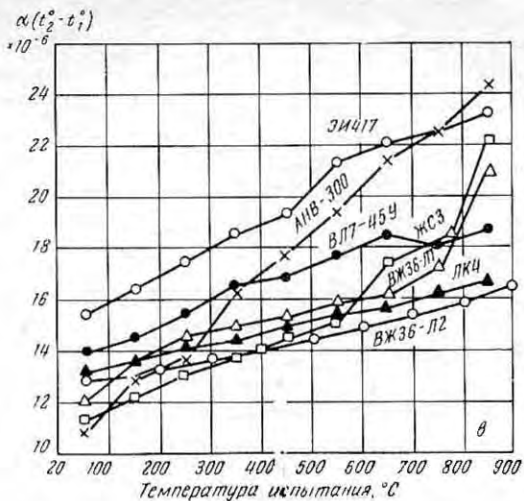


Рис. 85. Изменение коэффициентов линейного расширения от температуры
 а — сплавы для турбинных дисков; б — сплавы для лопаток (литейные); г — сплавы для лопаток и других деталей при иной



ния различных жаропрочных сплавов в зависимости от температуры испытания:

паток; θ — сплавы для сопловых лопаток и других деталей; ϑ — сплавы для сопловых лопаток и других деталей.

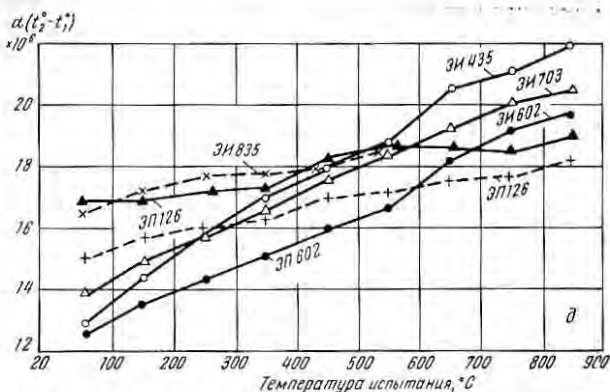


Рис. 85. *д* — сплавы для камер сгорания и других деталей

карбидных и интерметаллидных фаз и сопровождается увеличением объема. Коэффициент линейного расширения при этом повышается.

Образование и выделение интерметаллидных и карбидных фаз в этих сплавах при старении сопровождается уменьшением объема, в результате чего коэффициент линейного расширения сначала уменьшается и затем по мере обратного перехода этих фаз в твердых растворах снова повышается.

Уменьшение объема при выделении этих фаз в ряде случаев дает укорочение образцов при испытании на ползучесть (отрицательная ползучесть), что следует учитывать при анализе кривых ползучести и подборе материалов для крепежа.

Теплопроводность сплавов в основном зависит от их состава и температуры. У большинства жаропрочных сплавов теплопроводность, как правило, понижается с увеличением содержания углерода, хрома, кремния, марганца, никеля и вольфрама, что видно из рис. 86. Несколькое иное поведение наблюдается у железокобальтовых сплавов [2]. У железа и сплавов перлитного класса с повышением температур теплопроводность сильно падает, в то время как у сплавов и сталей аустенитного класса она увеличивается. Однако нельзя считать, что различная теплопроводность определяется видом кристаллической решетки, она зависит также от дополнительного легирования сплавов.

Сопоставление коэффициентов теплопроводности мартенситных и аустенитных сталей при комнатных температурах показывает, что первые лучше проводят тепло, чем вторые, однако при высоких температурах вследствие различного поведения их разница в теплопроводности становится меньше или даже совсем отсутствует.

Теплопроводность агрегатов в целом зависит не только от теплопроводности металла или сплава, из которого они изготовлены, но и в значительной мере от состояния поверхности

металла, от пленок окислов и накипи, образующихся во время работы агрегата. Указывается, что теплопроводность этих пленок значительно меньше, чем теплопроводность металлов.

В связи с применением жаропрочных сплавов в космосе очень важно знать излучательную способность сплавов, так называемую степень черноты (ε) при соответствующих температурах.

Излучательная способность реальных тел определяется формулой

$$E(T) = \varepsilon E_0(T) = \varepsilon \sigma T^4,$$

где ε — степень черноты полного излучения;

$E(T)$ — излучательная способность данного тела;

$E_0(T)$ — излучательная способность абсолютно черного тела.

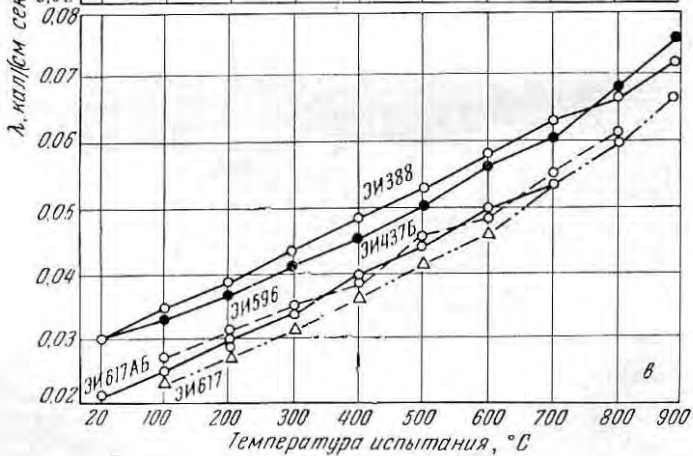
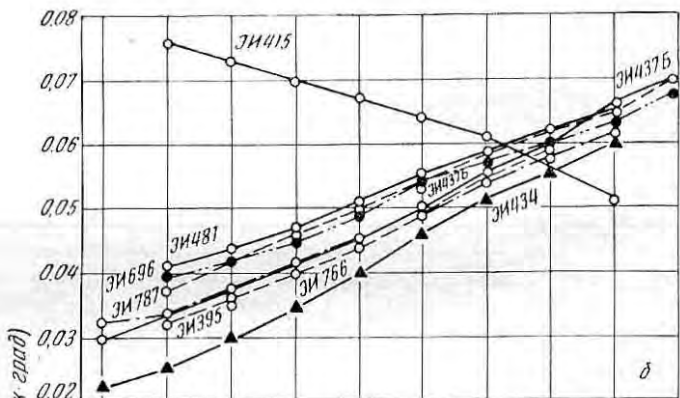
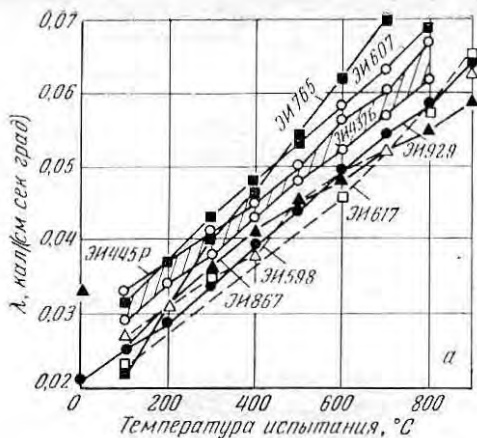
Излучательная способность твердых тел зависит от строения вещества, состояния поверхности, толщины излучающего тела и температуры.

Шероховатость повышает степень черноты тела за счет переизлучения на неровностях.

Окисные пленки, образующиеся на поверхности тел в зависимости от толщины слоя, имеют разную степень черноты: от степени черноты полированной поверхности металла или сплава до степени черноты окислов (табл. 12).

ТАБЛИЦА 12. СТЕПЕНЬ ЧЕРНОТЫ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Материал	Состояние поверхности	Среда	Степень черноты при температуре, °C					
			100	300	500	700	800	900
1X18H9T	Травление + пассивация	Воздух	0,21	0,24	0,28	0,41	0,49	0,57
		»	0,13	0,14	0,16	0,25	0,41	0,55
Типа ЭИ401	Полирование	Вакуум 10^{-5}	0,10	0,13	0,16	—	—	—
То же	Травление	Воздух	0,18	0,20	0,22	0,42	0,62	0,78
ЭИ417	»	»	0,13	0,17	0,20	0,33	0,45	0,57
ЭИ703	»	»	0,20	0,22	0,25	0,53	0,60	0,65
ЭИ835	»	»	0,23	0,29	0,35	0,69	0,76	0,79
ЭИ696А	»	»	0,17	0,19	0,21	0,47	0,58	0,68
ЭИ435	»	»	0,17	0,18	0,19	0,51	0,52	0,53
Типа ЭИ435	Полирование	Вакуум 10^{-5}	—	0,14	0,16	0,18	0,19	—
ЭИ435	Механическая полировка	Воздух	0,16	0,17	0,18	0,24	0,32	0,46
ЭИ435	Гидропескоструйная обработка	»	0,37	0,38	0,39	0,77	0,85	—
ЭИ602	То же	»	0,24	0,25	0,26	0,55	0,64	0,68
ЭИ602	Травление	»	0,32	0,33	0,34	0,48	0,64	0,72



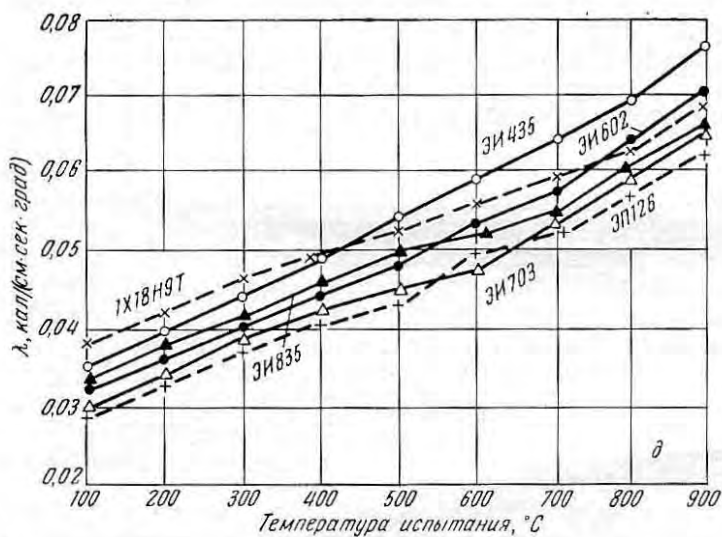
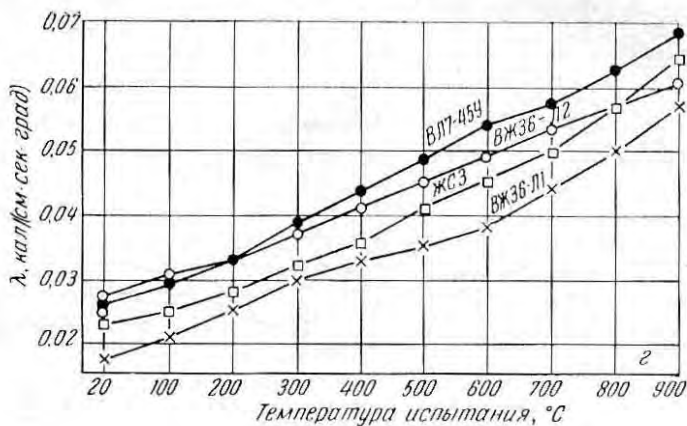


Рис. 86. Изменение теплопроводности сплавов в зависимости от температуры испытания:

а — сплавы различного назначения; б — сплавы для турбинных дисков; в — сплавы для рабочих лопаток; г — сплавы для сопловых лопаток (литейные); д — сплавы для камер сгорания и других деталей

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

ВЛИЯНИЕ НАКЛЕПА НА СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Наклеп в изделиях из жаропрочных сплавов возникает при различных операциях холодной обработки (прокатка, протяжка, изгиб, механическая обработка резанием, шлифование и полирование), а также при ядерном облучении, что сказывается на эксплуатационной стойкости изделий, работающих в области высоких температур.

Наклеп может быть сквозным или поверхностным.

В тех случаях, когда детали работают при низких и повышенных температурах, но более низких, чем температуры рекристаллизации, метод упрочнения деформированием в холодном или полугорячем состоянии широко используют для нержавеющей сталей аустенитного класса типа 18-8, 18-8-Ti и ряда жаропрочных аустенитных сплавов типа 16-25-6 (ЭИ395); 13-13-10 (G-18B); 20-20-20 (N-155) и других. При этом указанные сплавы деформируют с обжатием 5—20% при комнатных температурах или при 650—800° С. Холодному или полугорячему наклепу подвергают главным образом турбинные диски малых и средних размеров. Данные о влиянии наклепа на свойства аустенитных жаропрочных сплавов приведены в работах [16, 27, 86, 92]. Показано, что наклеп, проводимый после предварительной аустенизации, и последующее старение для всех указанных жаропрочных сталей оказывают положительное влияние на длительную прочность при умеренных температурах (550—700° С).

Температурный предел эффективного упрочнения, вызванного предварительным наклепом, зависит от степени легирования сплава. Предельная температура благоприятного влияния предварительного наклепа на жаропрочность аустенитных сталей типа 18-8 составляет 500—650° С, а сложнолегированных аустенитных сталей и жаропрочных сплавов на железной и никелевой основах 700° С [46, 92—97].

Сочетание дисперсионного твердения с наклепом способствует получению весьма высоких свойств сплавов. Однако положительное влияние наклепа и в этом случае ограничивается температурами 600—700° С.

Упрочнение, создаваемое термомеханической обработкой, по некоторым данным [98], может сохраняться при высоких температурах (в том числе и выше температуры рекристаллизации) до тех пор, пока сохраняется тонкая субмикроскопическая неоднородность строения, т. е. пока рекристаллизация обработки

находится на ранних стадиях, приводящих к образованию тонких структур.

Ряд авторов изучал влияние предварительного полугорячего или холодного наклепа на изменение механических свойств различных аустенитных сталей и жаропрочных сплавов, в частности на выносливость, чувствительность к повреждаемости, чувствительность к надрезу, деформационную способность, чувствительность к тепловому и статическому охрупчиванию.

Отмечается положительное влияние предварительного наклепа на усталостную прочность в зоне умеренных рабочих температур. Для чувствительности к повреждаемости получена та же закономерность, что и для жаропрочности. Предварительный наклеп может быть либо вреден, либо полезен в зависимости от величины циклического напряжения, от верхней температуры цикла и числа теплосмен.

Большинство авторов отмечают понижение деформационной способности предварительно наклепанного металла, большую склонность его к охрупчиванию в процессе длительного нагружения, снижение ударной вязкости после предварительного наклепа и повышение чувствительности к надрезу. Снижение деформационной способности связывается с более интенсивным развитием межзеренного разрушения в наклепанной стали [97].

Однако для стали типа 16-25-6 после наклепа и старения были получены значения ударной вязкости более высокие, чем после закалки и старения, что автор объясняет наличием более мелкодисперсной и равномерно распределенной упрочняющей фазы. Вероятно, фактор измельченности упрочняющей фазы в данном случае превалировал над эффектом охрупчивания от наклепа [92].

Влияние наклепа на механические свойства и жаропрочность некоторых сталей изучали также в работах [46, 93, 94]. Установлено, что при кратковременных испытаниях наклепанные образцы показывают более высокие значения предела прочности, чем ненаклепанные, но при определенной величине степени деформации и при пониженных температурах. С повышением температуры кратковременных испытаний различие в прочности наклепанных и ненаклепанных образцов уменьшается и при 750° С прочность их одинакова. С увеличением длительности испытания этот температурный порог «равнопрочности» понижается тем сильнее, чем длительнее испытание.

На рис. 87 показано влияние степени деформации при наклепе растяжением в холодном состоянии на 100-ч длительную прочность сплава ХН80Т при различных температурах.

На рис. 88 и 89 показано влияние наклепа, созданного различными методами обработки, на длительную прочность сплавов ЭИ437А, ЭИ617 и ЭИ867. Отрицательное влияние наклепа на жаропрочность оказывает как сквозной наклеп, создаваемый растяжением или кручением, так и поверхностный наклеп, создаваемый различными видами обработок (точение, обкатка роли-

ками и т. д.). Сквозной наклеп при 700°C , созданный растяжением, понижает длительную прочность тем сильнее, чем он больше.

Влияние предварительного деформирования на жаропрочные свойства ряда теплоустойчивых и жаропрочных сталей и сплавов изучено в работе И. И. Трунина и Г. А. Ша-

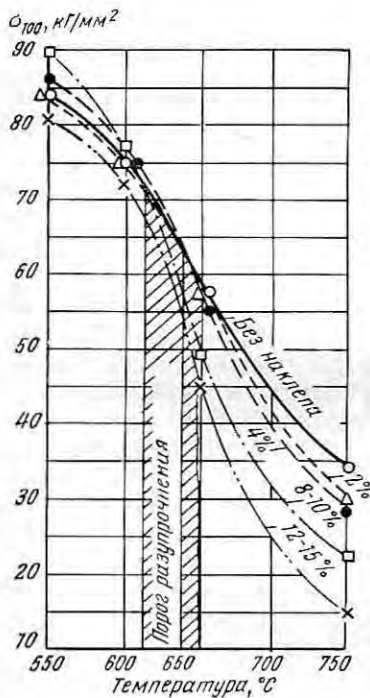


Рис. 87. Влияние температуры на изменение 100-ч длительной прочности сплава ХН80Т до и после наклепа

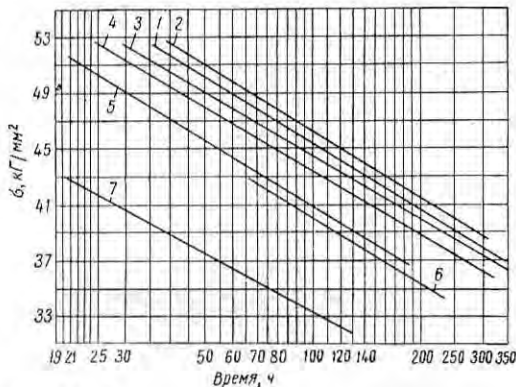


Рис. 88. Влияние наклепа на длительную прочность сплава ЭИ437А при 700°C после обработки различными методами:

1 — электрополирование; 2 — полирование после шлифования; 3 — полирование после точения; 4 — шлифование; 5 — точение с электроподогревом; 6 — обдувка дробью; 7 — обкатка роликами

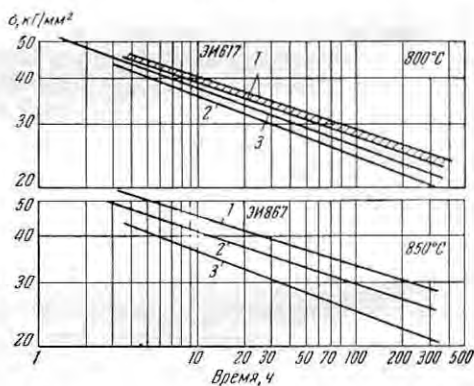


Рис. 89. Влияние наклепа на длительную прочность сплавов ЭИ617 и ЭИ867:

1 — без наклепа; 2 — поверхностный наклеп; 3 — наклеп растяжением на 5%

бан [99]. Ими подтверждено вредное влияние наклепа на указанные характеристики сплавов марок ЭИ694, ЭИ695, 1Х18Н12Т, 15Х1М1Ф и ЭП17.

Подтверждено также, что предварительное деформирование в холодном состоянии указанных сталей с обжатием 10% и более

способствует их охрупчиванию при длительном разрыве и часто вызывает снижение сопротивления материала длительному разрушению (рис. 90).

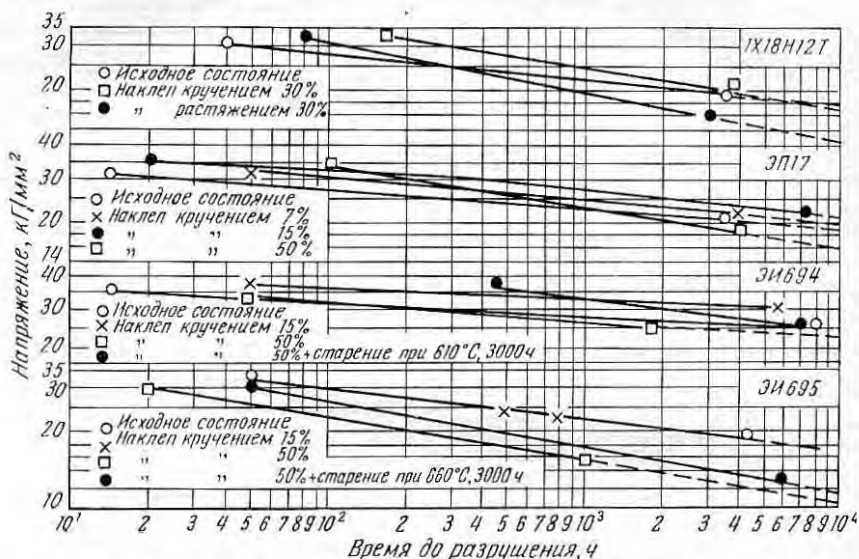


Рис. 90. Влияние различных видов наклепа на длительную прочность сталей марок 1X18H12T (закалка с 1050—1100°С, ЭП17 (закалка с 1125 ± 25°С); ЭИ694 и ЭИ695 (закалка с 1160°С). Температуры испытания: 610, 660, 610, 660°С соответственно

Влияние поверхностного наклепа на свойства и эксплуатационную стойкость деталей

Поверхностный наклеп также отрицательно сказывается на термической стойкости, усталости и при работе изделия.

В работе [100] показано, что мельчайшие трещины в лопатках газовых турбин, изготовленных из сплава ЭИ437А, возникают в процессе эксплуатации задолго до разрушения и связаны с состоянием поверхностного слоя.

Поверхностный наклеп от механической обработки уменьшает длительную прочность и сопротивление усталости и способствует протеканию процесса рекристаллизации при более низких температурах, чем в случае отсутствия наклепа.

При механической обработке поверхностные слои лопаток из сплава ЭИ437Б деформируются на глубину 15—30 мкм и в них в процессе эксплуатации протекает ряд сложных процессов [101]. Наряду с рекристаллизацией происходит обеднение поверхностного слоя легирующими элементами (Cr, Ti и Al)

вследствие окисления металла при работе (рис. 91), в нем возникают значительные внутренние напряжения от наклепа и изменяется период кристаллической решетки (рис. 92).

Предполагается, что остаточные напряжения вызываются различием коэффициентов линейного расширения поверхностных слоев металла, обедненного в результате окисления, и более глубоких (внутренних) слоев.

Ниже приведены результаты определения остаточных напря-

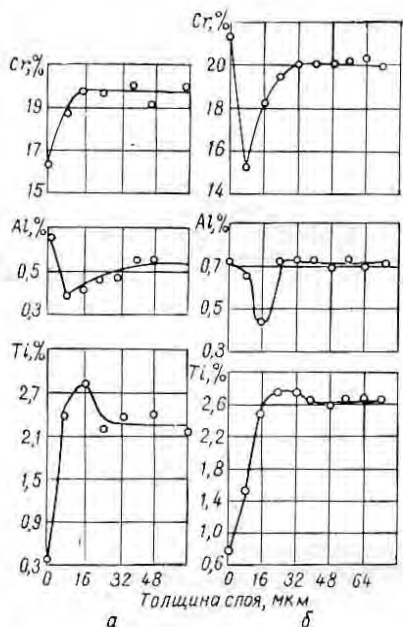


Рис. 91. Изменение содержания хрома, титана и алюминия в поверхностном слое лопатки из сплава ЭИ437А за 600 (а) и 1100 ч работы (б)

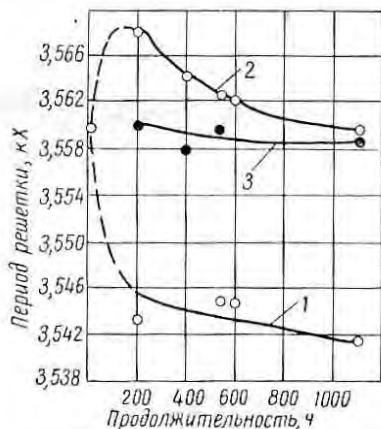


Рис. 92. Зависимость параметра решетки твердого раствора поверхностных слоев лопатки турбин от продолжительности эксплуатации:

1 — рекристаллизованный слой; 2 — подповерхностный слой; 3 — сердцевина лопатки

жений на образцах различных сплавов, полученные рентгеноструктурным методом, разработанным А. И. Самойловым и С. Т. Кишкиным. Значения остаточных напряжений в зависимости от вида обработки колеблются очень сильно и составляют, кг/мм^2 :

Сплав ЭИ437Б

Фрезерование	(-100) ÷ (+50)*
Точение	(+30) ÷ (+90)
Шлифование	(+50) ÷ (+80)
Полирование	0 ÷ (-80)
Гидроабразивная обработка	(-30) ÷ (-60)

* Остаточные напряжения сжатия обозначены знаком минус, а остаточные напряжения растяжения — знаком плюс.

Шлифование (без отжига)	+35
Шлифование и отжиг в течение 2 ч при температурах, °С:	
400	+30
600	+10
700	-3
750	-8
800	-20
850	-38

Сплав ЭИ617

Полирование 0 ÷ (-60)

Сплав ЖС6К

Полирование 0 ÷ (-140)

При одном и том же виде обработки остаточные напряжения могут сильно изменяться не только по величине, но и по знаку, что зависит от условий проведения этой обработки. Например, по мере затупления фрезы значения остаточных напряжений возрастают и меняется их знак (рис. 93).

Напряжения, вызванные механической обработкой, по перу лопаток могут быть очень большими. Поэтому их разрушение может произойти в первые часы работы двигателя. Это действительно наблюдалось на некоторых двигателях, лопатки которых изготовлялись без достаточного контроля над операциями механической обработки из жаропрочных сплавов марок ЭИ617 и ЭИ867. На рис. 94 показаны эпюры остаточных напряжений по глубине пера лопаток, изготовленных из сплава ЭИ617, после различных режимов механической обработки (а) и отжига, применяемого для снятия остаточных напряжений (б).



Рис. 93. Изменение остаточных напряжений при фрезеровании сплава ЭИ437Б в зависимости от состояния инструмента (затупления фрезы)

Характер распределения остаточных напряжений по глубине на ряде исследованных лопаток одинаков. В тонком поверхностном слое порядка 1—2 мкм обнаружены остаточные сжимающие напряжения, переходящие в растягивающие на глубине слоя порядка 50 мкм (данные В. В. Николенко). Применение отжига с последующим старением позволило резко снизить напряжения, вызванные механической обработкой (рис. 94, б).

В результате нагрева в процессе эксплуатации остаточные напряжения могут изменяться (рис. 95).

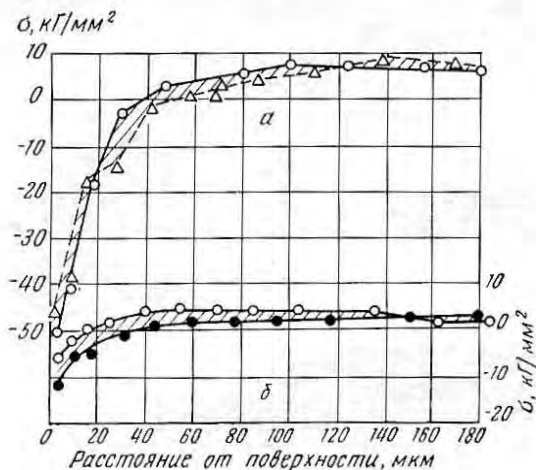


Рис. 94. Эпюры распределения остаточных напряжений в лопатках из сплава ЭИ617 со стороны спинки:

a — после окончательного изготовления — ручного полирования; *б* — после отжига в аргоне в течение 2 ч при 950° С и достаривания в течение 8 ч в воздушной среде при 800° С.

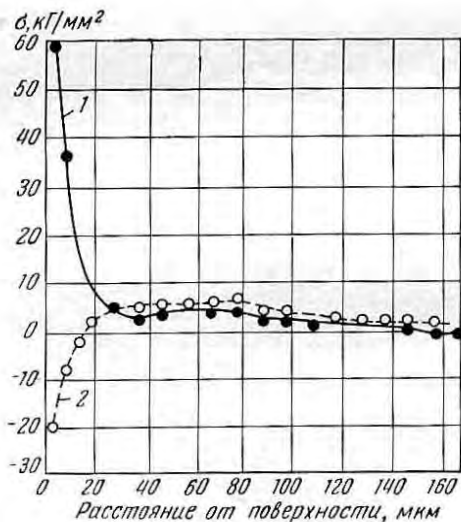


Рис. 95. Эпюры распределения остаточных напряжений в лопатках из сплава ЭИ617 после окончательной механической обработки (1) и после 240 ч эксплуатации (2).

Влияние термической обработки на остаточные напряжения

Как указывают, снятие остаточных напряжений, возникающих в результате механической обработки деталей, достигается путем применения соответствующей термической обработки: отжига, отжига с дополнительным старением, закалки с последующим старением.

При выборе режима термической обработки учитывают особенности сплава, требуемое сочетание свойств (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ , σ_{-1}) при рабочих температурах и их последующее изменение в процессе эксплуатации.

В табл. 13 приведены рекомендуемые режимы термической обработки для снятия напряжений.

На рис. 96 показано изменение $\sigma_{0,2}$ и остаточных напряжений $\sigma_{ост}$ сплава ЭИ437Б в результате применения 2-ч отжига при различных температурах. Интересно, что остаточные растягивающие напряжения от шлифования с повышением температуры отжига уменьшаются, меняют знак и переходят в сжимающие, тогда как остаточные сжимающие напряжения, наведенные полированием, уменьшаются и после отжига при 750° С равны нулю.

На практике применяют комбинированную обработку: 2-ч отжиг при 850° С (снимающий напряжения, но разупрочняющий сплав) и дополнительное упрочняющее 16-ч старение при 700 или 750° С с охлаждением на воздухе.

Детали после отжига проверяют на микротвердость на косом шлифе, при этом твердость по всему сечению должна быть одинаковой (изменения твердости на глубине 5—8 мкм от поверхности не учитывают).

ТАБЛИЦА 13. РЕЖИМЫ ОТЖИГА
ДЛЯ СНЯТИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ГОТОВЫХ ДЕТАЛЕЙ

Сплав	Температура отжига, °С	Продолжительность отжига, ч	Среда
ЭИ437Б	700	8	Воздух
ЭИ617	800	4—8	»
ЭИ867	950	2	Безокислительная
ЭП109	950	2	»
ЖС6К	900—975	2	»

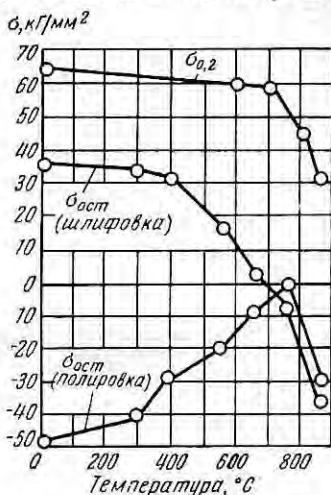


Рис. 96. Изменение остаточных напряжений ($\sigma_{ост}$) и предела текучести ($\sigma_{0,2}$) сплава ЭИ437Б в зависимости от температуры 2-ч нагрева

Влияние полугорячего наклепа

Для упрочнения жаропрочных сплавов, работающих при повышенных температурах, применяют обработку давлением ниже температур рекристаллизации. Это упрочнение впервые было использовано для повышения прочностных свойств турбинных дисков из сплавов ЭИ434 (ХН10К), ЭИ395 (16-25-6), N-155 и др.

В термически обработанном состоянии (после закалки на аустенит) обе стали имеют относительно низкий предел текучести ($\sigma_s = 40 \div 50 \text{ кг/мм}^2$). Наклеп в холодном или полугорячем состоянии увеличивает его сверх 60 кг/мм^2 и обеспечивает работу

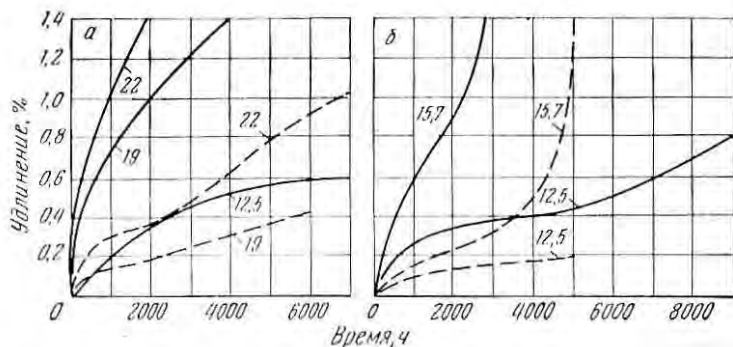


Рис. 97. Влияние полугорячего наклепа (штриховые линии) на ползучесть стали G-18В при 650 (а) и 700° С (б). Цифры у кривых — напряжение, кг/мм²; сплошные кривые после закалки

дисков при больших числах оборотов и температурах 250—550° С без вытяжки.

Сопrotивление ползучести при 650 и 700° С у стали G-18В, подвергшейся полугорячему наклепу, значительно выше, чем у этой стали после закалки на аустенит (рис. 97).

Полугорячий наклеп производят на мощных прессах или молотах при 650—800° С, т. е. ниже температур рекристаллизации.

Влияние холодного и полугорячего наклепа на свойства стали 16-25-6 описано в работах [102—106], а сталей типа G-18В и отечественной ЭИ434 — в работах [107, 108].

Следует отметить, что в каждом отдельном случае в зависимости от состава стали, формы диска и условий работы степень допускаемой упрочняющей деформации может быть различной. Диски одного двигателя из стали ЭИ434 подвергали полугорячему наклепу со степенью деформации 3,5—5%, диски другого типа двигателя из этой же стали — со степенью деформации 7—10%.

Опыт показал, что более высокие степени упрочнения, чем указанные, были вредными, так как при работе двигателей при-

водили к отрыву части материала в елочном креплении замкового соединения лопаток с диском.

Можно считать, следовательно, что применение холодного или полугорячего наклепа целесообразно для металла, работающего сравнительно недолго (порядка 1000 ч) при температурах, лежащих ниже порога интенсивного разупрочнения. Степень наклепа и условия эксплуатации необходимо устанавливать в каждом конкретном случае.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Различают следующие виды термомеханической обработки изделий из жаропрочных сплавов: а) горячая обработка давлением с быстрым охлаждением для фиксации структуры с последующим старением; б) горячая обработка давлением с большими обжатиями без быстрого охлаждения с последующим старением; в) обработка на полигонизацию.

Влияние высокотемпературной термомеханической обработки

При горячей обработке давлением металлов и сплавов происходит раздробление поликристаллов на более мелкие зерна с фрагментацией структуры и последующей достаточно быстрой рекристаллизацией металла. Рекристаллизация протекает тем быстрее, чем выше температура конца горячей обработки давлением и чем меньше скорость охлаждения металла после деформации.

Если непосредственно после деформации металла или сплава в горячем состоянии охлаждение производить очень быстро, то удается фиксировать структуру нерекристаллизованного сплава. В этом состоянии наблюдается фрагментация и полигонизация в зернах, проявляющаяся также и в ином состоянии приграничных объемов (так называемое зубчатое строение границ зерен). Исследования показали, что такой сплав обладает более высокими механическими свойствами при комнатной и высоких температурах, если его подвергнуть заключительному старению.

Процессы, происходящие при старении жаропрочных сплавов, связанные с выделением дисперсных фаз, в нерекристаллизованном аустените протекают иначе, чем в рекристаллизованном: в первом случае выделение карбидных или интерметаллидных фаз протекает более равномерно по границам и внутри зерен, по границам блоков и фрагментов (субзерен). Вследствие этого в мелкозернистом фрагментированном термомеханически упрочненном сплаве разрушение при высоких температурах протекает по зерну, тогда как в рекристаллизованном — чаще всего по границам зерен.

Для сталей с карбидным упрочнением (ЭИ388, ЭИ481, ЭИ589), у которых медленное охлаждение с температур горячей обработки давлением способствует частичному или полному выделению скоагулированных карбидов и понижению жаропрочности, при термомеханической обработке необходимо совмещение горячей деформации с закалкой. Горячую обработку давлением проводят при достаточно высоких температурах, при которых карбиды полностью переходят в твердый раствор. Для сохранения фрагментированной структуры горячую обработку давлением заканчивают с большими степенями обжатия, и немедленно после горячей деформации применяют быстрое охлаждение в воде. Такого рода термомеханическую обработку применяли еще в 1950 г. [5] при серийном производстве рабочих лопаток из стали ЭИ388, и она обеспечивала высокие механические и жаропрочные свойства при 800°C при сохранении однородной мелкозернистой структуры. Обработка состояла из 40-мин нагрева заготовок при 1180°C , деформации на молоте с обжатием 15—25% и быстрого охлаждения их из-под штампа в воде. После этого лопатки подвергали только 8-ч старению при 800°C с охлаждением на воздухе. Двигатели с лопатками, подвергнутыми высокотемпературной обработке, имели наработку до 1000 ч вместо 100—150.

Стали и сплавы с интерметаллидным упрочнением имеют пониженные температуры растворения γ' -фазы (850 — 1100°C) и менее чувствительны к коагуляции при охлаждении. Поэтому для ряда сталей и сплавов нет необходимости в совмещении высокотемпературного нагрева с быстрым охлаждением. В данном случае горячекатаный материал малых сечений как бы претерпевает термомеханическую обработку, если прокатка его (вернее, конец прокатки) проходила при пониженных температурах (порядка 950 — 1000°C) и достаточно больших степенях деформации (15—25%).

Подвергая горячекатаный сплав только старению, получают материал, обладающий высокими механическими свойствами при комнатных и умеренно повышенных температурах [5]. Состаренный горячекатаный материал имеет более мелкозернистую структуру, чем термически обработанный с рекристаллизованным зерном.

Если горячая обработка давлением протекает при высоких температурах и скорости охлаждения недостаточные, то сплав будет иметь частично или полностью рекристаллизованную структуру и повышенные свойства.

В табл. 14 показано влияние термомеханической обработки на свойства сплавов ЭИ696 и ЭИ787 при комнатной температуре и их длительную прочность при 550°C .

Установлено, что обжатие 30% при термомеханической обработке и 16-ч старении при 750°C обеспечивает наилучшее сочетание свойств при комнатной температуре и при 550°C . При температуре испытания 750°C длительная прочность сплавов, про-

шедших ТМО, ниже, чем сплавов, подвергнутых стандартной термической обработке.

Это означает, что термомеханическая обработка очень полезна, когда детали работают при пониженных температурах. Верхний предел применимости этой обработки зависит от времени и для сплавов ЭИ437Б и ЭИ598 составляет:

Время работы, ч	1	10	50	100	1000
Предел применимости, °С:					
ЭИ437Б	810	770	720	700	620
ЭИ598	850	800	760	740	650

Характерная особенность материала, прошедшего ТМО со старением, — сочетание высокой прочности с высокой пластичностью, высокой длительной прочностью, а также вибростойкостью при комнатных и повышенных температурах (табл. 14 и 15).

ТАБЛИЦА 14. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛЕЙ ЭИ696 И ЭИ787 (ПО ТУ)

Изделие	Обработка	$\sigma_{0.2}$, кг/мм ²	$\sigma_{0.02}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %	$a_{кр}$, кг·м/см ²	σ_{100} при 550°С, кг/мм ²
Детали из стали ЭИ696	ТМО	≥ 115	≥ 80	≥ 10	≥ 15	≥ 3	—
	Стандартная термическая	≥ 90	≥ 60	≥ 10	≥ 15	≥ 3	—
Лопатки компрессора из стали ЭИ787	ТМО	≥ 120	≥ 80	≥ 13	≥ 15	≥ 3	85
	Стандартная термическая	≥ 100	≥ 65	≥ 10	≥ 10	≥ 3	75

ТАБЛИЦА 15. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ СО СТАРЕНИЕМ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ (по данным Д. Я. Коган)

Сплав	Температура испытания, °С	σ_{100} , кг/мм ² , после	
		закалки со старением	ТМО
ЭИ437Б	550	80	92
	650	55	62
	750	30	27
ЭИ787	550	75	90
	650	50	58
	750	30	27
ЭИ696	550	68	83
	650	48	55
	750	30	27

Упрочнение при высокотемпературной термомеханической обработке объясняется увеличением плотности дислокаций, закреплением их частицами второй фазы и атомами растворенных элементов в процессе последующего старения. Затруднению движения дислокаций способствуют также и препятствия в виде границ фрагментов (и различного характера субграницы), которые образуются при высокотемпературной термомеханической обработке. Высокотемпературная термомеханическая обработка повышает пластические свойства сплава, понижает чувствительность к тепловому и статическому охрупчиванию. Увеличение пластичности связывается с замедленным развитием трещин.

Влияние термомеханической обработки на длительную прочность при высоких температурах эффективно даже тогда, когда еще нет большой диффузионной подвижности атомов. Когда детали работают при достаточно высоких температурах, лучшие результаты получаются после общепринятых режимов термической обработки (закалка + старение, двойная закалка + старение).

Термомеханическая обработка на полигонизацию

Работами И. А. Одингга с сотр. показана возможность снижения скорости ползучести после предварительной деформации и полигонизации [109, 110]. Основное условие эффективности этого процесса — определенная степень предварительного наклепа и выбор надлежащей температуры последеформационного нагрева.

Положительное влияние предварительных малых деформаций на сопротивление ползучести и на длительную прочность изучено на стали 1X18H9T и никелевых сплавах в работах [111; 112, с. 15]. Упрочнение при термомеханической обработке на полигонизацию связывают также с образованием вокруг дислокации «облаков» из растворенных атомов, тормозящих перемещение этих дислокаций при последующем приложении нагрузки. Однако определяющим является изменение плотности дислокаций, создание их более упорядоченного распределения — полигонизованной структуры. После обработки на полигонизацию первая стадия ползучести (неустановившаяся ползучесть) значительно сокращается или не наблюдается вовсе, а на втором участке кривой ползучести обнаруживается значительное снижение скорости ползучести [111]. Положительное влияние этой обработки сказывается при сравнительно невысоких температурах, когда диффузионные процессы протекают с малой скоростью; с повышением температуры и срока службы эффективность этой обработки сильно падает.

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА НА ЖАРОПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ

Жаропрочные свойства сталей и сплавов тесно связаны с величиной зерна. Влияние величины зерна нельзя рассматривать в отрыве от процессов, протекающих в приграничных объемах, имея в виду преимущественное распределение примесей в областях кристалла, обладающих повышенными искажениями. Скопления некоторых примесей в приграничных объемах, ослабляющих прочность связей между кристаллами при высоких температурах, в ряде случаев могут служить причиной резкого снижения жаропрочности.

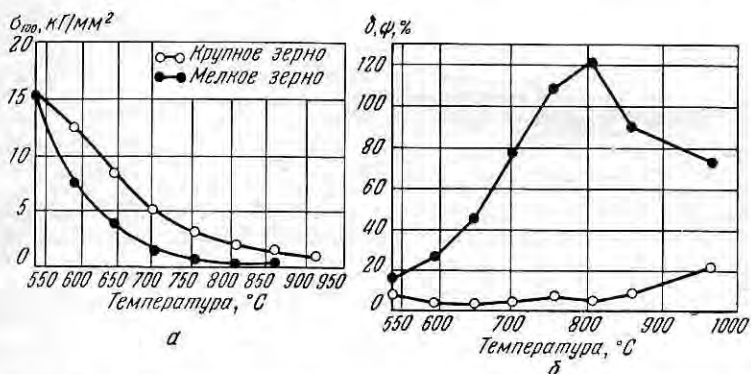


Рис. 98. Влияние величины зерна на 100-ч длительную прочность (а) и пластичность при кратковременных испытаниях (б) хромоникелевой стали типа 25-20 с 0,07% С

Впервые влияние величины зерна на сопротивление ползучести было установлено на стали 18-8 [113]. Сталь с крупным зерном (закалка с 1150° С) имела более высокое сопротивление ползучести, чем горячекатаная с мелким зерном. Было отмечено, что при температурах испытания несколько выше температуры начала рекристаллизации в случае крупнозернистой стали наклон линий на двойной логарифмической диаграмме менее крутой, что свидетельствует о лучшем сопротивлении ползучести.

Аналогичные результаты были получены на хромоникелевой стали 25-20 с 0,07% С после закалки ее на крупное и мелкое зерно (рис. 98). Сталь 25-20 с крупным зерном, имеющая более высокую жаропрочность, при испытаниях на длительную прочность обнаруживает малую пластичность.

Многочисленный экспериментальный материал о влиянии величины зерна на прочностные свойства позволяет сделать следующие обобщения.

При комнатных и пониженных температурах испытания прочностные характеристики сталей и сплавов более высокие у сплавов с более мелким зерном. При более высоких температурах сплавы с крупнозернистой структурой показывают лучшую жаропрочность, но при одновременном ухудшении пластических свойств. Это общее положение действительно как для сплавов с аустенитной структурой, так и для сталей с ферритной структурой. В присутствии примесей влияние величины зерна сказывается еще сильнее.

Хотя механизм поведения вредных примесей в пограничных областях еще недостаточно изучен, установлено, что ничтожные доли примесей (S, Pb, Sn, Sb, Bi) могут очень сильно понижать жаропрочные характеристики. Достаточно указать, что в присутствии десяти тысячных долей свинца в никельхромтитанистом сплаве 75-20-2,5 Ti с 0,7% Al жаропрочность сплава резко уменьшается [14, 4, 5].

При затвердевании сплава в первую очередь кристаллизуются порции основного, более тугоплавкого вещества, а легкоплавкие примеси, особенно нерастворимые, скапливаются в пограничных зонах. В литых материалах эта разница в концентрации примесей, а также в свойствах материала в пограничном слое и в самих зернах более значительна, чем в деформированных.

Однако опыт работы с жаропрочными сплавами показывает, что и у деформированных материалов ослабление прочности по границам зерен при повышенных температурах может быть значительным, особенно если металл загрязнен вредными легкоплавкими примесями [4, 114].

Не все примеси, выделяющиеся по границам зерен, оказывают вредное воздействие. Имеется группа элементов (например, молибден, вольфрам, ниобий и бор), присадка которых в небольших количествах действует положительно, увеличивая прочность пограничных слоев при высоких температурах.

Необходимо учитывать нежелательные и возможные изменения концентрации легирующих элементов в пограничном слое вследствие диффузии или образования новых фаз, которые могут привести к понижению жаропрочности, часто сопровождающемуся снижением пластичности.

Разница в величине зерна хромоникелевой стали 18-8 сказывается на процессах выделения карбидов хрома по границам зерен и на склонности стали к межкристаллитной коррозии. Хотя это не имеет прямого отношения к процессам разупрочнения, однако особая чувствительность стали типа 18-8 к межкристаллитной коррозии позволила установить обеднение твердого раствора хромом в межкристаллических слоях.

Аналогичные изменения в концентрации твердого раствора на границах зерен по сравнению с самими зернами происходят у других материалов. Это очень хорошо выявляется различной травимостью зерен после гомогенизации сплава при высокой

температуре и последующих длительных нагревов в интервале рабочих температур. Это также хорошо обнаруживается методом радиографии [115—117], широко используемой в последнее время.

Отмечено, что процессы дисперсионного твердения, связанные с образованием карбидных и интерметаллидных фаз, протекают в зависимости от величины зерна. Особенно отчетливо это наблюдается в аустенитных сталях, закаленных с высоких температур,

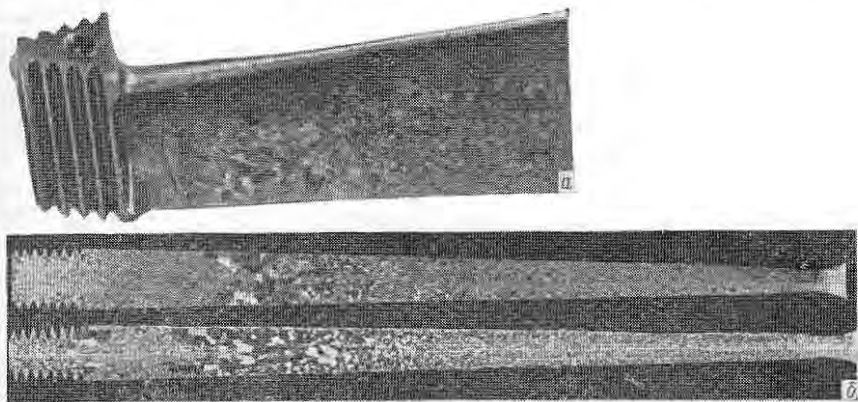


Рис. 99. Влияние неравномерности деформации при растяжении на величину зерна стали ЭИ696 (а) и вид рабочей лопатки из стали ЭИ388 с разнoзернистой структурой (б)

т. е. в сталях с крупозернистой структурой. Процессы протекают гораздо интенсивнее при одновременном действии напряжений и температур, чем при воздействии только одних температур.

Наличие большого количества примесей, в том числе и легкоплавких (Sn, Pb и др.), понижающих температуру плавления приграничных объемов, приводит к общему ослаблению последних при высоких температурах и служит основной причиной межкристаллитного разрушения [4, 5, 17].

Жаропрочные характеристики высоколегированных сталей и сплавов в сильной степени снижаются и при разнoзернистости материала, т. е. когда в изделии или образце одновременно присутствуют кристаллы с мелким и очень крупным зерном (рис. 99, а). Такого рода смесь кристаллов возникает в изделиях при горячей обработке давлением, когда часть металла попадает в зону критических степеней деформации (рис. 99, б).

Грубозернистая структура образуется в тех частях изделия, где пластическая деформация была затруднена по конструктивным причинам, связанным с течением металла в штампе, а также вследствие неравномерного охлаждения металла в процессе деформации.

Сопоставление длительной прочности материалов с различной структурой показывает, что образцы с однородной структурой обладают более постоянной и более высокой жаропрочностью, чем образцы с разнотернистой структурой. Например, у сплава ЭИ437 с однородной структурой при 700°C и $\sigma = 36 \text{ кг/мм}^2$ минимальная продолжительность до разрушения 72 ч, а большинство образцов разрушается только через 150—200 ч. При наличии в материале разнотернистой структуры ряд образцов разрушается через 6—30 ч. У этих образцов наблюдается и наибольшая ползучесть.

В табл. 16 приведены результаты испытания образцов сплава ЭИ437Б, вырезанных из крупногабаритного диска, имевшего разнотернистую структуру, и диска с мелкозернистой структурой. Эти данные также подтверждают отрицательное влияние разнотернистости.

ТАБЛИЦА 16. ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ПРИ 20°C МАТЕРИАЛА ДИСКОВ ИЗ СПЛАВА ЭИ437Б
В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРЫ

Место взятия образцов	НВ	σ_b , кг/мм ²	σ_s , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k , кг·м/см ²
<i>Однородная мелкозернистая</i>						
Обод	286—302	$\frac{105}{115}$	$\frac{75}{78}$	$\frac{18}{29}$	$\frac{21}{32}$	$\frac{3,6}{10}$
Диафрагма . .	286—302	$\frac{102}{112}$	$\frac{73}{76}$	$\frac{19}{22}$	$\frac{20}{26}$	$\frac{4,7}{8,0}$
Центр (ступица)	286—302	$\frac{100}{113}$	$\frac{72}{76}$	$\frac{15}{31}$	$\frac{22}{35}$	$\frac{10}{3}$
<i>Разнотернистая</i>						
Диафрагма с утолщением . . .	286	$\frac{84-90}{90-95}$	$\frac{67}{68}$	$\frac{8,4-12}{9-10}$	$\frac{12-15}{12-20}$	$\frac{3,0}{3,6}$

Примечание. В числителе указаны значения для образцов, вырезанных по хорде, в знаменателе — по радиусу.

Когда изделие или образцы с разнотернистой структурой подвергаются воздействию напряжений при высоких температурах, мелкозернистый материал как менее жаропрочный и более пластичный легко удлиняется под действием напряжений. Вследствие этого на крупнозернистый и малопластичный материал приходится большая локальная нагрузка, что приводит к преждевременному его растрескиванию по границам зерен (см. рис. 30). Установлено, что трещины во время работы появляются на стыке более крупных зерен у изделия с разнотернистой структурой. По этой причине изделия с однородной структурой работают

дольше, чем с разнoзернистой (грубoзернистой или мелкoзернистой).

Точно соблюдая режим штамповки в отношении температуры и степени деформации, можно предотвратить появление в детали разнoзернистости.

Главная опасность разнoзернистости — отсутствие постоянства свойств и пониженная жаропрочность.

Исследование материала, испытанного на длительную прочность, показало, что на большинстве образцов возникают мелкие надрывы по границам зерен. У образцов с однородной структурой надрывы располагаются у места разрыва и в некоторых случаях по всему образцу. У образцов с разнoзернистой структурой надрывы почти всегда в зоне крупных зерен, при этом вследствие строчечного расположения крупнозернистой зоны они идут вдоль всего образца.

Исследование [46, 48, 117] процесса образования надрывов при испытании на длительную прочность при 700 и 800° С и напряжениях 36 и 15 кГ/мм² соответственно позволило установить, что надрывы в обоих случаях появляются задолго до разрушения образцов.

Жизнеспособность материала после возникновения первых надрывов при 700° С и $\sigma = 36$ кГ/мм² составляет в среднем 70% от исходной, а при 800° С и $\sigma = 16$ кГ/мм² колеблется в пределах 35—80%.

Прямой связи между появлением первых надрывов и стойкостью образцов установить не удается [46]. Процесс образования надрывов протекает следующим образом. Вначале возникают очень неглубокие надрывы на поверхности металла, по мере увеличения продолжительности испытания глубина и число надрывов постепенно возрастают, но при 700° С их меньше, чем при 800° С.

Перед разрушением появляются также надрывы внутри материала, не выходящие на поверхность образца. Наибольшее количество их сосредоточено вблизи места его разрушения. Место разрушения, как правило, не совпадает с местом образования первых надрывов, т. е. первая зародившаяся в материале трещина не является еще источником разрушения.

Исследование микроструктуры образцов после испытания на длительную прочность в течение различного времени показало, что зарождение надрывов в материале не связано с появлением видимых выделений второй фазы внутри зерен твердого раствора. Оно совпадает с первыми заметными изменениями на границах зерен, а именно с выделением и коагуляцией второй фазы.

По-видимому, выделяющаяся в первую очередь по границам зерен вторая фаза сильно понижает пластичность и без того хрупких приграничных объемов, вследствие чего в процессе ползучести материала под воздействием внешне приложенных напряжений и происходит растрескивание по границам зерен.

Существовало предположение, что образование надрывов по границам зерен в сплаве ЭИ437 является не следствием ползучести материала, а результатом воздействия газовой среды на поверхность металла. В связи с этим большой интерес представляло исследование Е. Ф. Трусовой, В. П. Строганова, Р. С. Рабинович процесса образования надрывов в условиях изоляции от газовой среды. С этой целью поверхность образцов защищали слоем никеля толщиной примерно 10 мкм. Никелирование образцов производили гальваническим методом.

При испытании никелированных образцов при 800° С и 16 кг/мм² было обнаружено, что надрывы на этих образцах по своему характеру не отличаются от надрывов на образцах, не защищенных никелем, и появляются они при той же продолжительности испытаний.

Чистота обработки поверхности образцов оказывает большое влияние, что подтверждено испытаниями на длительную прочность. На образцах с грубо обработанной поверхностью (непосредственно из-под резца) надрывы образуются раньше, чем на образцах с полированной поверхностью [93, 117], из-за местной концентрации напряжений. Установлено [93], что надрывы образуются в результате ползучести материала и связаны, очевидно, не только с недостаточной пластичностью приграничных объемов, но и со следами наклепа, возникшего в результате механической обработки.

Величина зерна оказывает влияние и на другие характеристики сплавов (термостойкость, сопротивление усталости и эксплуатационную стойкость). Эти данные приведены в соответствующих разделах при описании свойств сплавов.

Как известно, макро- и микроструктуры формируются в результате действия деформирующих сил при горячей обработке давлением и последующей термической обработке. Отмечено, что из-за перегрева поковок турбинных дисков из стали ЭИ481 выше 1160° С и сплава ЭИ437Б более 1170° С перед штамповкой характеристики жаропрочности резко снижались.

Перегревы в обоих случаях вызывали не только некоторое укрупнение структуры, но и межкристаллическое окисление, трудно различимое под микроскопом. Аналогичное отрицательное влияние оказывают перегревы при термической обработке сложнотермически жаропрочных сплавов, не говоря о возможном обеднении легирующими элементами (Cr, Ti, Al) поверхностных слоев детали. Поэтому необходимо строго соблюдать температурные режимы обработки, так как отклонения от них отрицательно сказываются на жаропрочности и эксплуатационной стойкости сплавов.

При горячей обработке давлением измельчается структура, причем тем больше, чем ниже температура конца этой обработки. Одновременно при этом происходит раздробление первичных скоплений карбидных и интерметаллидных фаз.

Как правило, горячекатаный и горячештампованный материал имеет мелкозернистую структуру и напряженное состояние. Если такого рода материал подвергнуть только старению, то он приобретает высокие механические свойства при комнатных и умеренных температурах, но более низкую жаропрочность при высоких температурах.

Для изделий, работающих при умеренных температурах, этот эффект в настоящее время используют для получения сплавов с высокими механическими свойствами (своеобразная термомеханическая обработка).

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ ДИФфуЗИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Ряд характеристик металлов и сплавов в какой-то степени связан с температурами плавления и параметрами диффузии. Более тугоплавкие металлы имеют более высокие твердость, модуль упругости, сопротивление разрыву и сопротивление ползучести при высоких температурах. Сплавы на основе молибдена

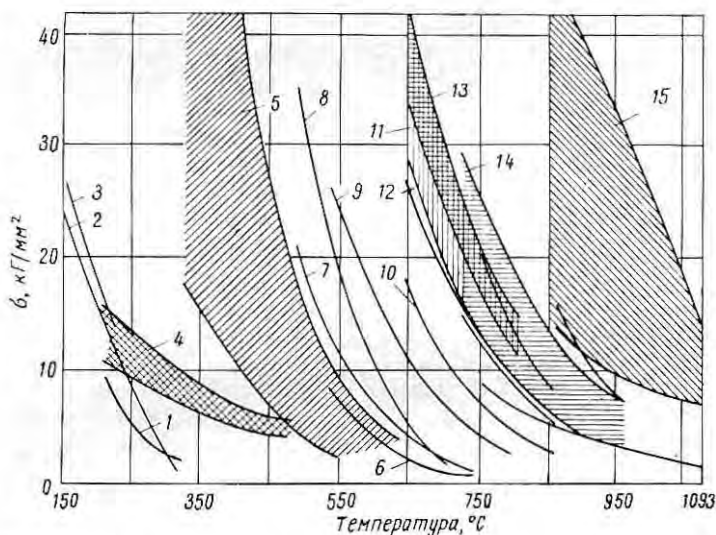


Рис. 100. Изменение 1000-ч длительной прочности различных сплавов в зависимости от температуры испытания:

1 — литой магниевый (опытный); 2 — алюминиевый; 3 — патронная латунь; 4 — продукт спекания; 5 — титановые сплавы; 6 — углеродистая сталь; 7 — сталь с 0,5% Сг и 0,5% Мо; 8 — сталь с 25% Сг и 0,5% Мо; 9 — нержавеющая сталь типа 304; 10 — то же, типа 316; 11 — хромоникелевые стали с 8% Сг; 12 — то же, термически обработанные; 13 — сплавы на никелевой основе (термически обработанные); 14 — сплавы на кобальтовой основе; 15 — молибденовые сплавы

более жаропрочны, чем сплавы на основе железа, никеля и кобальта.

На рис. 100 приведены значения 1000-ч длительной прочности сплавов на различных основах, хорошо видны температурные интервалы применения этих сплавов.

Сопоставляя свойства различных металлов при какой-то постоянной температуре, фактически рассматривают их в совершенно различных состояниях, особенно когда температуры плавления их резко различаются. Например, свинец при комнатных

температурах обладает уже способностью к ползучести и имеет температуру начальной рекристаллизации около -45°C , в то время как железо при комнатных температурах не подвержено ползучести, а температура рекристаллизации для железа лежит при $\sim 450^{\circ}\text{C}$. Поэтому ряд свойств сплавов полезно рассматривать при сходственных (гомологических) температурах.

Предположение, что при сходственных температурах некоторые свойства металлов должны быть примерно одинаковыми, подтверждается рядом экспериментальных данных. В частности, известное правило А. А. Бочвара, что температура рекристаллизации у различных металлов тесно связана с температурами их плавления ($T_{\text{рекр}} = 0,4T_{\text{пл}}$), является хорошим примером этой закономерности.

Тугоплавкие металлы — вольфрам и молибден, имеющие очень высокие температуры плавления, имеют более высокие температуры рекристаллизации и более высокие механические свойства при высоких температурах.

В ряде работ указывается, что прочностные характеристики металлов приближенно определяются диффузионной подвижностью атомов кристаллической решетки, характеризуемой энергией активации Q самодиффузии металлов.

Энергию активации определяют путем измерения коэффициентов диффузии D при нескольких температурах, используя следующее уравнение:

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (9)$$

где T — абсолютная температура;

R — газовая постоянная;

D_0 — предэкспоненциальный множитель (константа, не зависящая от температуры);

Q — энергия активации.

Если измерить коэффициенты диффузии при различных температурах, то можно экспериментально определить константы D_0 и Q .

Из уравнения следует, что чем больше энергия активации Q , тем сильнее она сказывается на значениях коэффициента диффузии D . Даже небольшие изменения температуры, особенно в области высоких ее значений, сильно сказываются на величине коэффициента диффузии.

Показано, что энергия активации (Q) мало зависит от температуры и в некоторой степени определяет силы связи между атомами в кристаллической решетке. Если энергия активации велика, то сплав обладает более высокими силами связи в кристаллической решетке и должен быть более жаропрочным. Небольшая энергия активации указывает на малые связи в кристаллической решетке и на малую жаропрочность.

Параметры самодиффузии металлов в свою очередь связаны с рядом важнейших характеристик металлов: температурами плавления, теплотами сублимации, коэффициентами линейного расширения, температурами рекристаллизации и рядом других констант твердого тела (табл. 17 и 18).

ТАБЛИЦА 17. ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ, РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ, КОЭФФИЦИЕНТЫ САМОДИФФУЗИИ И ЭНЕРГИЯ АКТИВАЦИИ САМОДИФФУЗИИ И СУБЛИМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Металл	Температура, °К		$D_0, \text{см}^2/\text{сек}$	Энергия активации, ккал/г-атом		Q/Q_1	Металл	Температура, °К		$D_0, \text{см}^2/\text{сек}$	Энергия активации, ккал/г-атом		Q/Q_1
	плавления	рекристаллизации		самодиффузии	сублимации			плавления	рекристаллизации		самодиффузии	сублимации	
Al	930	420	0,40	33	76	0,43	Nb	2723	—	2,6	85	176	0,48
Ag	1234	450	0,90	46	—	—	Mo	2898	1150	4,0	114	155	0,74
Ni	1763	700	1,0	60	85	0,71	Ta	3270	1300	130	110	186	0,59
Cu	1356	520	0,3	48	82	0,75	W	3680	1400	11	142	202	0,70
Fe _γ	1800	—	0,7	68	103	0,68	Au	1333	473	0,15	52	—	—
Fe _α	1800	720	$7 \cdot 10^{-3}$	48	—	—	Co	1763	700	6,4	65	97	0,84
Ti*	1725	—	31	58	112	0,52	Na	—	—	0,2	10	—	—
Cr	2203	900	45	85	94	0,90	Pb	600	300	2,7	28	—	—

* β-фаза.

ТАБЛИЦА 18. СОПОСТАВЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССОВ САМОДИФФУЗИИ И ПОЛЗУЧЕСТИ НЕКОТОРЫХ МЕТАЛЛОВ

Металл	$Q, \text{ккал/г-атом}$		Металл	$Q, \text{ккал/г-атом}$	
	самодиффузии	ползучести		самодиффузии	ползучести
Al	37,5	37,0	Cd	17,8	15,2
Be	30,0	20,0	Zn	17,3	16,8
Fe	78,2	90,0	α-латунь	41,7	42,0
Cu	57,0	56,0			

В работе [118] показано, что энергия активации ползучести ряда металлов (Fe, Au, Cu, Al, Zn и Pb) при температурах выше $0,45T_{\text{пл}}$ близка к энергии активации самодиффузии этих металлов.

Поэтому ряд исследователей [118—122] рассматривает процесс высокотемпературной ползучести как диффузионный.

Между энергией активации ползучести и температурами плавления существует прямая связь (рис. 101). Прямая зависимость установлена также между энергиями активации сублимации металлов и их температурами плавления (рис. 102), между значениями $m\theta^2$ и их энергией сублимации (рис. 103), а также между

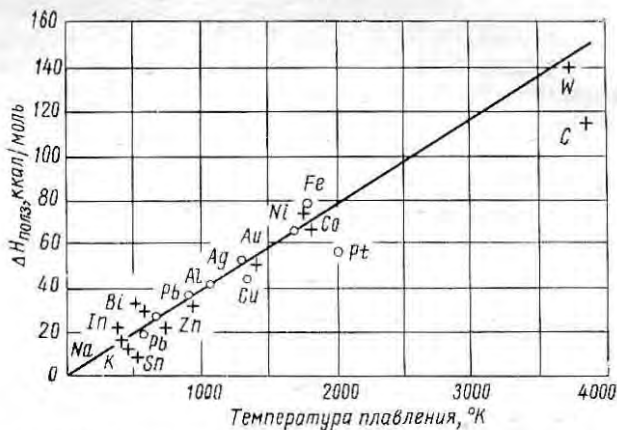


Рис. 101. Зависимость между энергией активации ползуемости и температурой плавления чистых металлов

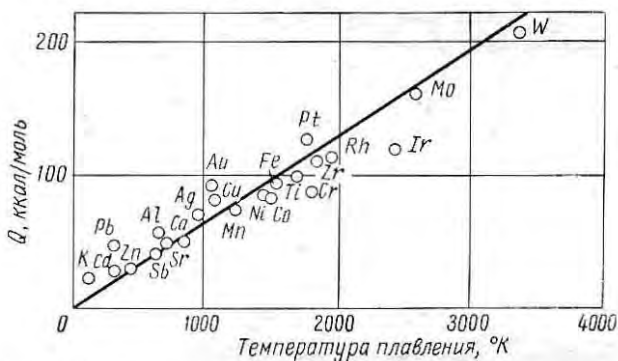


Рис. 102. Зависимость между энергией активации сублимации и температурами плавления чистых металлов

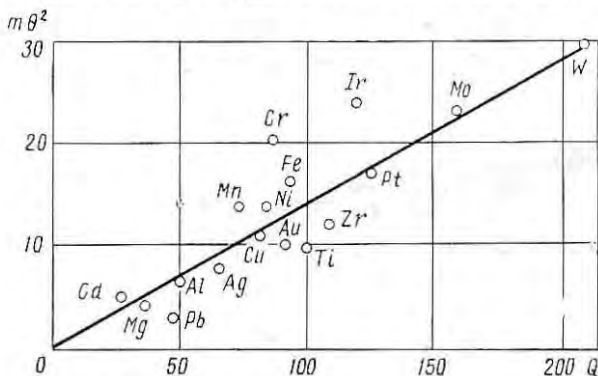


Рис. 103. Зависимость между значениями $m\theta^2$ и энергией активации сублимации чистых металлов

порядковым номером элемента периодической системы и энергией сублимации (рис. 104).

П. Л. Грузиным [122] введено понятие предельного уровня диффузионной подвижности атомов в сплаве. Когда диффузион-

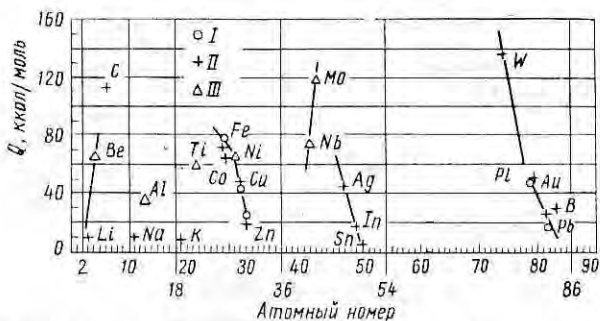


Рис. 104. Зависимость между энергией активации ползучести и порядковым номером элемента в периодической системе по данным:

I — ползучести; II — самодиффузии; III — длительной прочности

ная подвижность достигает определенной величины, начинается интенсивное разупрочнение под действием температуры.

На рис. 105 показаны уровни диффузионной подвижности различных металлов при полном их разупрочнении при температуре плавления и температуре рекристаллизации.

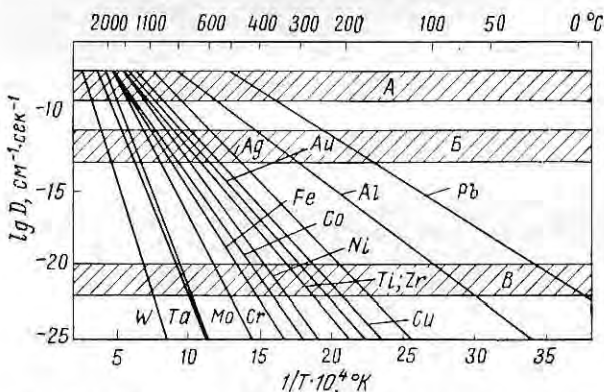


Рис. 105. Уровни диффузионной подвижности различных металлов в области температур плавления (А), рекристаллизации твердых растворов (Б), рекристаллизации чистых металлов (Б')

Установлено [122], что если коэффициент самодиффузии элементов сплава составляет 10^{-13} или 10^{-14} $\text{см}^2/\text{сек}$, то сплав оказывает достаточное сопротивление пластической деформации.

Если коэффициент самодиффузии выше этих значений, то сплав начинает интенсивно разупрочняться.

На рис. 106 показана зависимость коэффициентов самодиффузии металлов от гомологических температур, определяемых как

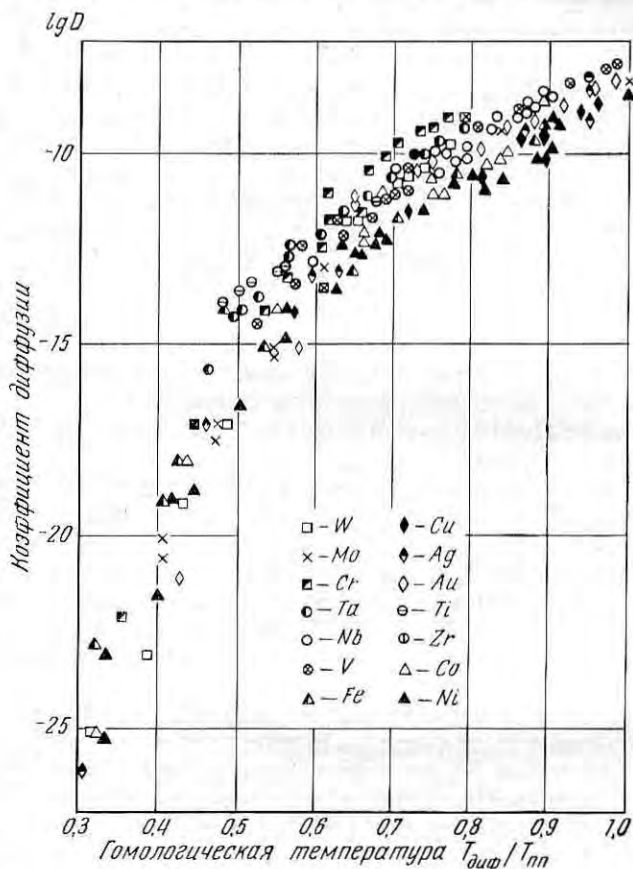


Рис. 106. Температурная зависимость самодиффузии металлов

отношение температуры диффузии к температуре плавления $\left(\frac{T_{диф}}{T_{пл}}\right)$ согласно работе [123].

Как видно, зависимость коэффициента самодиффузии четырнадцати металлов от гомологической температуры на диаграмме располагается в виде сравнительно узкой полосы и определяется следующим уравнением:

$$-\lg D = 9 + 43 \left(1 - \frac{T_{диф}}{T_{пл}}\right).$$

Это означает, что скорость самодиффузии различных металлов при температуре плавления и соответствующих гомологических температурах примерно одинакова и определяется силами меж-атомной связи.

Легирование металлов и сплавов сильно изменяет параметры самодиффузии элемента, являющегося основой сплава. Процесс самодиффузии может ускоряться или замедляться что сказывается на жаропрочности сплавов, рекристаллизации, коагуляции дисперсных фаз. Поэтому у легированных сплавов нет такой простой (прямой) связи между температурой плавления и жаропрочностью и температурой рекристаллизации. Легирование может очень сильно повышать температуру (порог) рекристаллизации, в результате этого отношение температуры рекристаллизации к температуре плавления не будет составлять $0,4T_{пл}$, как это предусматривает правило А. А. Бочвара для чистых металлов, а будет более высоким — порядка 0,6 и даже $0,8T_{пл}$ сплава.

Такие металлы, как никель, кобальт и железо, плавятся при $1455—1535^{\circ}\text{C}$ и имеют температуры рекристаллизации $420—450^{\circ}\text{C}$. Жаропрочные же сплавы на никелевой основе с температурами плавления $1350—1400^{\circ}\text{C}$ имеют температуру рекристаллизации порядка $700—1000^{\circ}\text{C}$. Это указывает на то, что легирование металлов оказывает очень сильное влияние на замедление диффузионных процессов, в том числе процессов, связанных с рекристаллизацией.

Так как процессы рекристаллизации, выпадения и коагуляции фаз сводятся в основном к диффузионному обмену, то перемещение порога начала диффузионной подвижности атомов в сторону более высоких температур — одна из важнейших задач при создании жаропрочных сплавов.

В табл. 19 и 20 приведены данные П. Л. Грузина и других по параметрам диффузии некоторых металлов и их сплавов, указывающие на то, что различные элементы совершенно по-разному влияют на энергию активации самодиффузии Q и на предэкспоненциальный множитель D_0 .

Например, введение хрома в никель повышает прочность связей атомов в кристаллической решетке, о чем свидетельствует повышение энергии активации примерно на 10 ккал/г-атом . При введении $2,0\%$ Ti в нихромовый сплав 80-20 энергия активации повышается еще больше (до 65 ккал/г-атом). Совершенно иначе действует ванадий, который снижает энергию связи атомов кристаллической решетки сплава ХН80Т.

Энергия активации диффузии хрома в никеле ниже, чем в его сплавах с хромом и железом.

Интересно, что введение железа в хромоникелевые сплавы ХН40 увеличивает энергию активации диффузии хрома, т. е. повышает жаропрочность.

Как известно, диффузионная подвижность атомов различна по границам зерен (в пограничных объемах) и в объеме металла,

ТАБЛИЦА 19. ПАРАМЕТРЫ ДИФФУЗИИ ХРОМА И ТИТАНА
В РАЗЛИЧНЫХ СПЛАВАХ

Сплав	Предэкспонен- циальный множитель D_0 , $\text{см}^2 \cdot \text{сек}^{-1}$	Энергия активации Q , ккал/г-атом
<i>Хром</i>		
Никель	$4 \cdot 10^{-3}$	48
Ni-20Cr	0,10	58
XH80T (Ni-20Cr-2,5Ti-0,7Al)	2,0	66
XH80T+5Mo	10^2	77
XH80T+4W	1	64
XH80T+8V	10^{-2}	53
Ni-10Cr-2,7Ti	20	75
Ni-10Cr-3,7Ti	0,5	64
Ni-10Cr-4,8Ti	0,3	62
Ni-19Cr-3Ti	$3 \cdot 10^2$	81
Ni-28Cr-3Ti	10^3	85
Ni-12Cr-15W-2,4Ti	6	70
Fe-40Ni-18Cr	$6 \cdot 10^2$	80
Fe-21Ni-17Cr	6	77
Cr (металлокерамический)	120	86
Cr (плавный)	45	85
Ti (металлокерамический)	$8 \cdot 10^2$	68
Ti (деформированный)	$2 \cdot 10^2$	67
<i>Титан</i>		
Никель	10^{-5}	24
Ni-20Cr	0,10	53
XH80T	3	60
XH80T-5Mo	19	65

ТАБЛИЦА 20. КОЭФФИЦИЕНТЫ САМОДИФФУЗИИ
ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН И В ОБЪЕМЕ ЗЕРНА

Металл	Температура $^{\circ}\text{C}$	Коэффициенты диффузии, $\text{см}^2 \cdot \text{сек}^{-1}$	
		D_z	$\alpha_0 D^*$
Железо	800	$3,0 \cdot 10^{12}$	$12,0 \cdot 10^{14}$
	1000	$1,5 \cdot 10^{12}$	$8,5 \cdot 10^{14}$
	1100	$6,0 \cdot 10^{12}$	$31,0 \cdot 10^{14}$
	1200	$57 \cdot 10^{12}$	$70,0 \cdot 10^{14}$
Хром	1100	$1,0 \cdot 10^{12}$	$0,42 \cdot 10^{12}$
	1200	$5,3 \cdot 10^{12}$	$1,1 \cdot 10^{12}$
	1350	$83,0 \cdot 10^{12}$	$3,3 \cdot 10^{12}$

* α_0 — ширина границы зерен.

поэтому важно знать коэффициенты диффузии не только в объеме всего металла, но и по границам зерен.

В табл. 20 приведены значения коэффициентов самодиффузии для границ зерен и объема зерна для железа и хрома при различных температурах.

Как видно из приведенных данных, самодиффузия и диффузия ряда элементов в различных поликристаллических металлах и сплавах протекает неравномерно по объему и, как правило, более интенсивно по границам зерен в достаточно широком интервале температур.

Определение энергии активации процесса самодиффузии железа, хрома, никеля, а также некоторых сплавов никеля позволило установить большую разницу в значениях энергии для границ зерен и для объема зерна (табл. 21).

ТАБЛИЦА 21. ЭНЕРГИЯ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССА САМОДИФФУЗИИ РАЗЛИЧНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Диффундирующий элемент	Металл-растворитель	Энергия активации диффузии, ккал/г-атом, по	
		зерну ¹	границам
Fe	Fe	64 000	30 600
Cr	Cr	76 000	46 000
Sn	Ni	58 000	30 400
Sn	Ni + 0,01% В	59 000	35 000
Sn	Сплав ЭИ437	65 000	40 500
Sn	Сплав ЭИ437 + 0,1% В	65 400	49 600

Диффузионная подвижность элементов по границам зерен зависит от примесей, которые, скапливаясь на границах, могут усиливать или затруднять диффузионное перемещение, что имеет большое практическое значение для жаропрочных сплавов. Повышенная скорость диффузии по границам зерен связана с меньшими значениями энергии активации Q , что указывает на ослабление энергии связи атомов по границам зерен по сравнению с телом зерна (в связи с несовершенствами кристаллического строения).

Легирование бором, широко используемое в жаропрочных сплавах, уменьшает диффузионную подвижность элементов по границам зерен, что иллюстрируется данными по диффузии олова в никеле и сплаве ЭИ437 (см. табл. 21).

Изменение типа кристаллической решетки сплава в результате аллотропических превращений сказывается на параметрах диффузии

Исследования показали, что между коэффициентом D_0 и энергией активации при диффузии и самодиффузии существует экспоненциальная зависимость, если диффундирующие элементы со

сплавом образуют твердые растворы замещения. В этих случаях зависимость $\lg D - \frac{1}{T}$ имеет вид прямой.

Когда в сплаве имеют место превращения ($\gamma \rightleftharpoons \alpha$), то на диаграмме зависимости $\lg D - \frac{1}{T}$ наблюдается перелом.

Примером такого изменения хода прямых могут служить данные П. Л. Грузина и Е. В. Кузнецова, приведенные на рис. 107

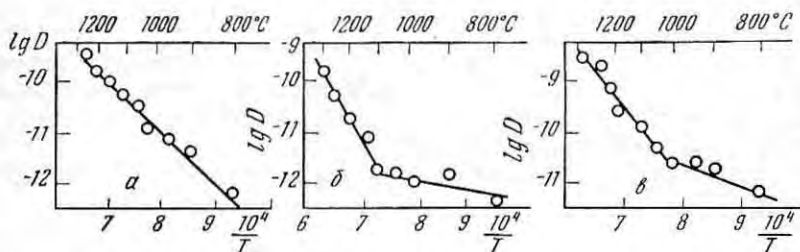


Рис. 107. Температурная зависимость коэффициента диффузии железа (самодиффузии) в сплаве с 20% Ni при различном содержании углерода:

a — 0,9% C; *b* — 0,18% C; *в* — 0,02% C

для системы железо—никель с различным содержанием углерода. В случае полностью аустенитного сплава железа с 20% Ni с 0,9% C (*a*) на прямых не имеется перелома, а в случае сплава железа с 20% Ni с 0,02% C (*б*), в котором протекает превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, перелом наблюдается.

Для железа с решеткой γ параметры самодиффузии составляют $D_0 = 0,7 \text{ см}^2 \cdot \text{сек}^{-1}$; $Q = 68 \text{ ккал/г-атом}$. Для железа с решеткой α эти данные имеют большой разброс и примерно составляют $D_0 = 7 \cdot 10^3$ и $Q = 48 \div 58 \text{ ккал/г-атом}$.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ЖАРОПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Легирование сталей и сплавов в сочетании с термической обработкой сильно повышает их жаропрочные свойства. Это хорошо видно из сопоставления химических составов сталей и сплавов и изменения их жаропрочных характеристик в зависимости от температуры испытания (см. рис. 1—5).

В работах З. А. Шеванковой и автора с сотр. [2—5, 16] были изучены следующие системы сталей: хромоникелевые стали типов 14-14, 10-20, 13-25, 15-35, 20-20 и хромомарганцевоникелевые стали типов 13-17-3, 13-8-5, 13-10-10, 20-10-10 с присадками углерода, ванадия, молибдена, вольфрама, ниобия, титана, алюминия, бора и др.

На рис. 108—114 показано раздельное влияние элементов на свойстве хромоникелевой стали типа 20-20 и хромомарганцевоникелевой типа 13-10-10 с малым (0,10%) и высоким (0,4%) содержанием углерода после термической обработки, состоящей из закалки и старения.

Указанная термическая обработка принята исходя из того, что закалка при высоких температурах способствует переводу всех составляющих в твердый раствор, а последующее старение вызывает выделение дисперсных карбидных и интерметаллидных фаз из твердого раствора и упрочнение при комнатных и высоких температурах. Низкоуглеродистые стали типа 13-10-10, легированные вольфрамом, ниобием, титаном и алюминием, сравнительно мало изменяют прочностные свойства после такой обработки (в них очень мало карбидной фазы).

В случае сталей с 0,3—0,4% С и добавками ванадия, молибдена, вольфрама прочностные свойства повышаются, причем особенно значительно у сталей с ванадием и углеродом. Ниобий, титан и алюминий не оказывают большого влияния на упрочнение стали 13-10-10. Углерод в стали 13-10-10 способствует сильному повышению прочностных свойств этих сталей при одновременном падении пластичности.

Из данных испытаний низкоуглеродистых сталей типов 20-20 и 13-10-10 следует, что наиболее эффективны с точки зрения повышения длительной прочности при 700° С молибден, ниобий, вольфрам (см. рис. 109—112).

Время до разрушения для образцов из стали 13-10-10 с 0,1% С без добавок при 800° С и $\sigma = 10$ кг/мм² составляло 5—8 ч, тогда как для стали с 4% Мо 50—70 ч, а для стали с 8% W 80—100 ч.

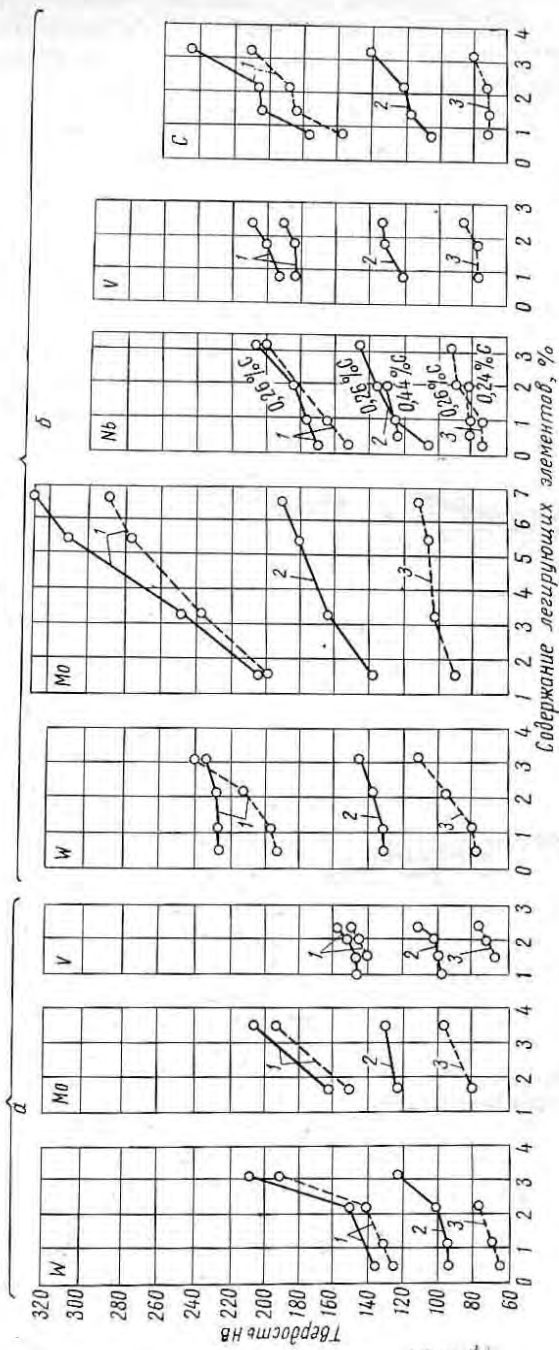


Рис. 108. Влияние легирующих элементов на изменение твердости хромоникелевой стали типа 20-20 с 0,10% (а) и с 0,40% С (б) после закалки с 1150° С и старения. Твердость определяли при 20 (1), 700 (2) и 800° С (3):

сплошные кривые — закалка с 1150° С, 1 ч, вода + 700° С, 25 ч, воздух; штриховые — закалка с 1150° С, 1 ч, вода + 800° С, 25 ч, воздух

Выявлено, что вольфрам при 800°C сильнее повышает длительную прочность, чем при 700°C . Упрочнение особенно эффективно у наклепанного или состаренного материала с вольфрамом, так как сильно повышается температура рекристаллизации (см. рис. 113). Титан оказывает отрицательное влияние, что, очевидно, обусловлено переводом всего углерода в очень стабильные кар-

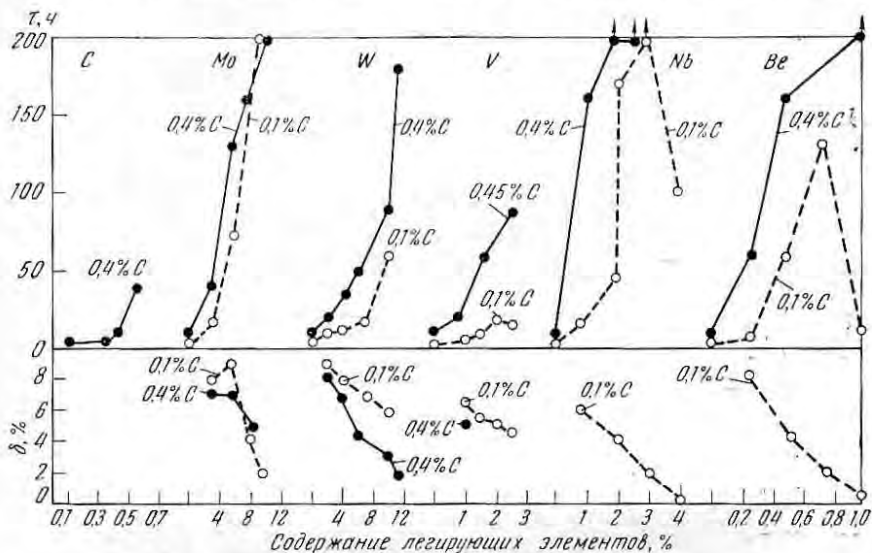


Рис. 109. Влияние легирующих элементов на длительную прочность и пластичность стали 20-20 после закалки с 1150°C в воде. Температура испытания 700°C , $\sigma = 18 \text{ кг/мм}^2$

биды TiC , образующиеся в первую очередь и тем самым предотвращающие образование карбидов хрома.

Хромомарганцевоникелевые стали типа 13-10-10 с более высоким содержанием углерода (0,40%) показали наибольшее упрочнение при температурах испытания 700 и 800°C в случае легирования ванадием, вольфрамом и молибденом (см. рис. 108), а стали типа 20-20 — при легировании молибденом, ниобием, вольфрамом и бериллием (см. рис. 108—109).

Данные карбидного анализа показывают, что сильное упрочнение при легировании стали 13-10-10 только углеродом связано с выделением в результате термической обработки карбидов хрома типа Cr_{23}C_6 с небольшим количеством железа и марганца. Упрочнение этой стали при легировании ванадием связано с образованием дисперсных карбидов ванадия типа VC (см. рис. 110—112, 114). Ниобий и титан в сталях с 0,4% C оказывали меньшее влияние, так как они способствовали образованию более стабильных карбидов типов NbC и TiC , которые при данной термической обра-

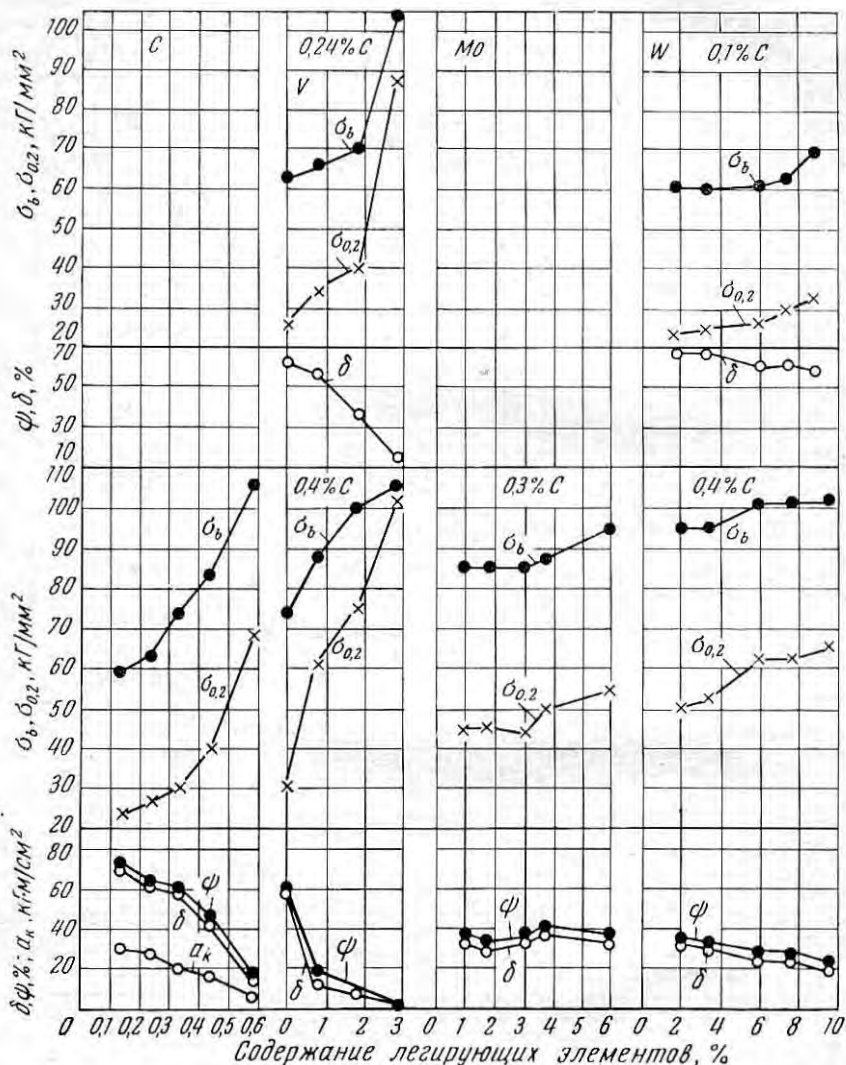


Рис. 110. Влияние легирования на изменение механических свойств стали 13-10-10 с 0,10 и 0,4% С после закалки с 1200° С в воде и старения при 700° С, 16 ч

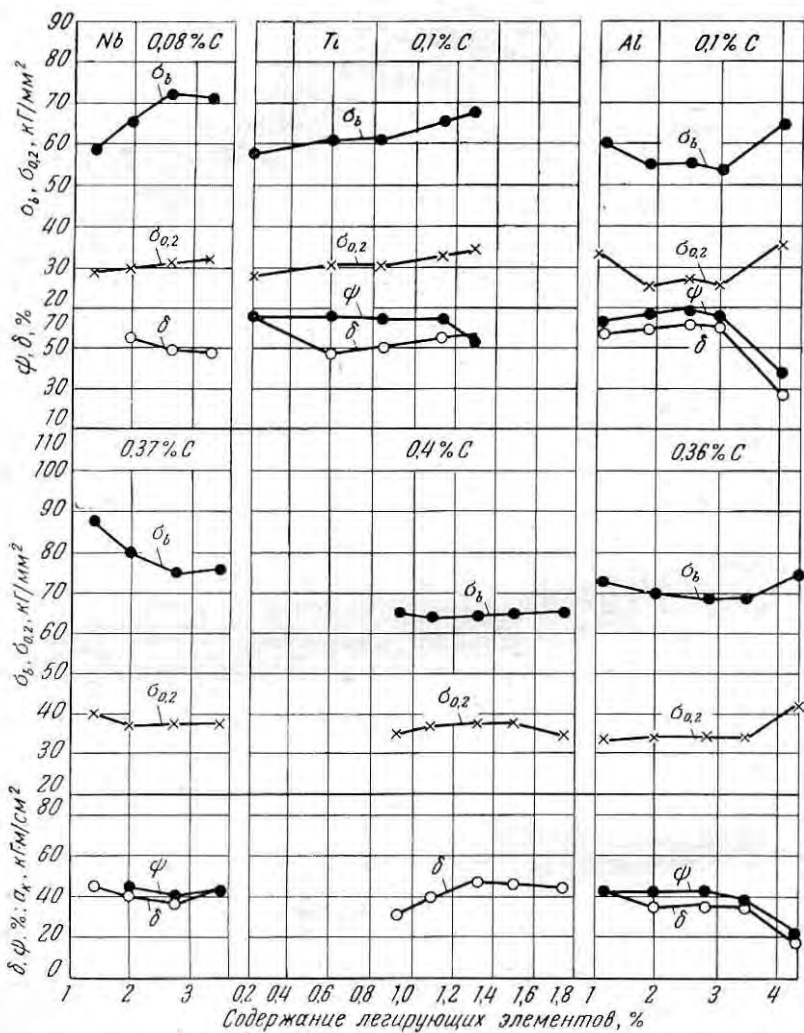


Рис. 110 (продолжение).

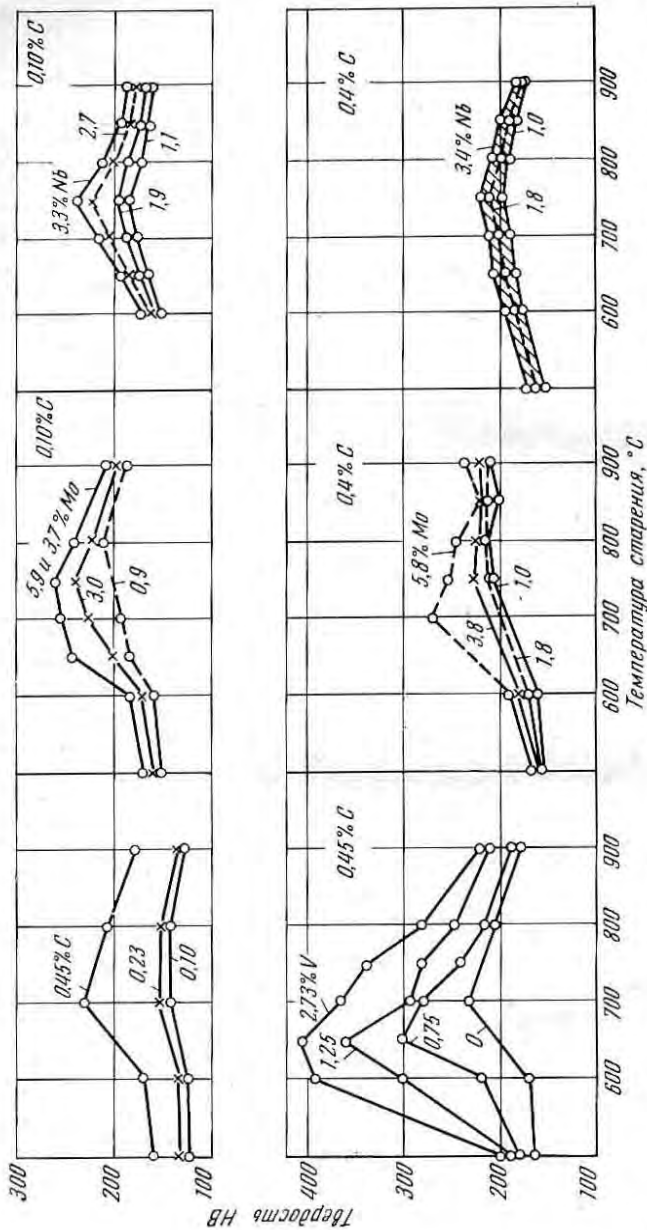


Рис. 111. Влияние легирующих элементов и температуры старения на изменение твердости стали 13-10-10 с 0,10 и 0,40% С после закалки с 1200° С в воде (старение 25 ч). Цифры у кривых — содержание легирующих элементов (%)

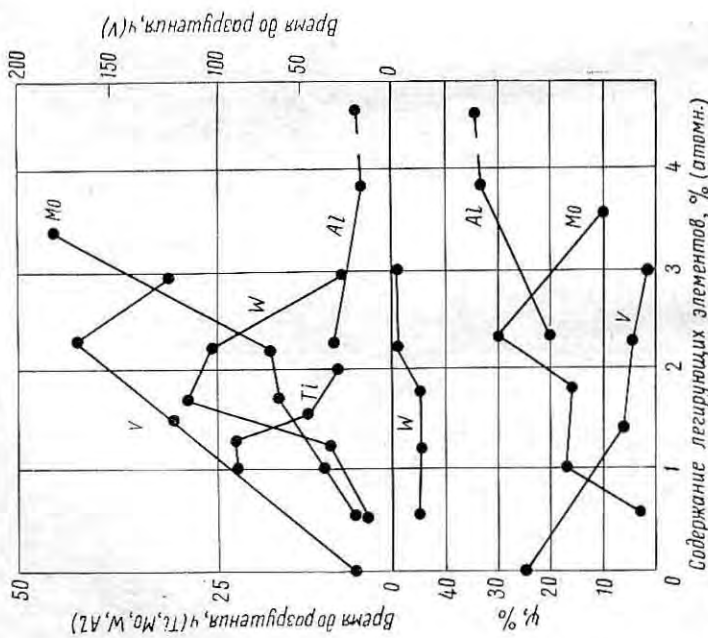


Рис. 112. Влияние легирования хромомарганцевоникелевых сталей типа 13-10-10 с 0,40% С на длительную прочность при 800°С и $\sigma = 14 \text{ кг/мм}^2$ (закалка с 1200°С, 1 ч, вода + старение при 700°С, 16 ч)

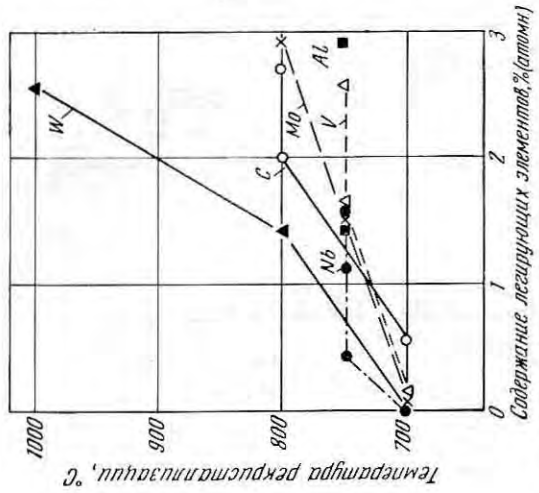


Рис. 113. Влияние легирующих элементов на изменение температуры рекристаллизации стали 13-10-10 с 0,10% С. Исходное состояние:

закалка с 1180°С в воде, обжатие в холодном состоянии (осадка на 50%) и нагрев

ботке не растворяются при закалке, а при старении не выделяются в виде дисперсных фаз.

Изучение влияния легирующих элементов при сложном легировании позволило разработать ряд жаропрочных сплавов с карбидным упрочнением.

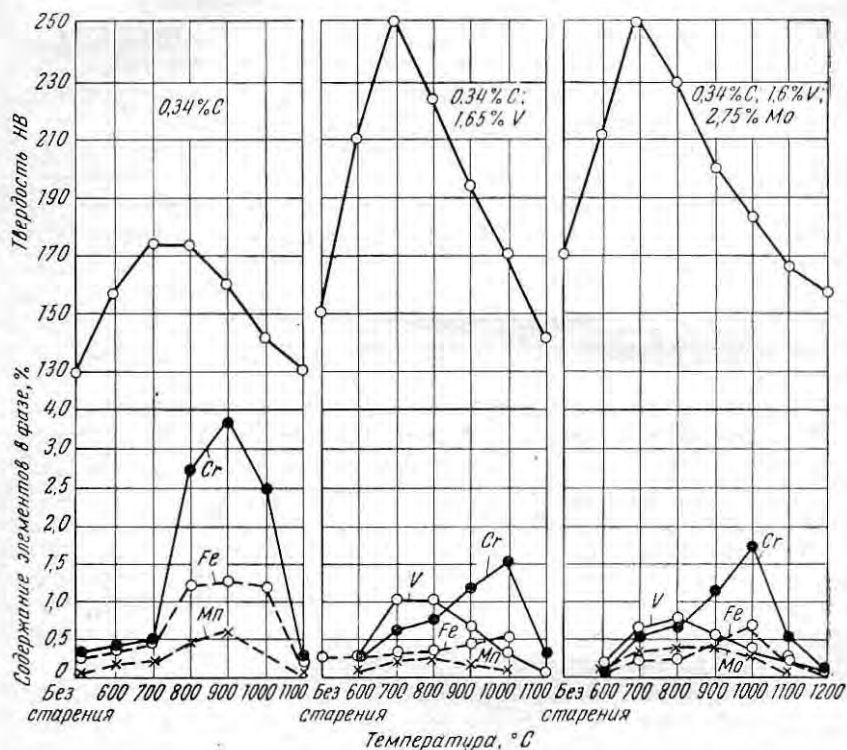


Рис. 114. Изменение твердости и фазового состава сталей типа 13-10-10 с различным легированием после 25-ч старения при различных температурах

Влияние никеля

Никель расширяет γ -область в системе железо — хром, способствуя образованию сталей с аустенитной структурой в широком интервале температур.

Жаропрочность железоникелевых сплавов без хрома и с хромом изучалась в работах [11, 6—8, 87—89]. Жаропрочность двойных железоникелевых сплавов определяется структурой. Сплавы с ферритной структурой менее жаропрочны, чем аустенитные. По мере повышения содержания никеля и перехода к сплавам с преобладанием твердого γ -раствора жаропрочность увеличивается [5] и достигает максимума в области образования интер-

металлического соединения типа Ni_3Fe при содержании около 75% Ni.

Уэлз и Мейл [124], П. Л. Грузин [125], С. З. Бокштейн и др. [126] изучали диффузию никеля в γ -железе и самодиффузию железа в железоникелевых сплавах и установили, что скорость диффузии никеля в γ -железе увеличивается с температурой и содержанием никеля. Углерод также способствует увеличению скорости диффузии никеля в γ -железе при 1000—1300° С.

Механические свойства железоникелевых сплавов при комнатной температуре зависят от структуры сплавов и термической обработки. Сплавы приобретают небольшую склонность к дисперсионному твердению после закалки γ -твердого раствора от 800° С. Интерметаллическое соединение типа Ni_3Fe обладает сравнительно невысокой температурой растворения (580° С) и выделяется при нагреве несколько ниже 580° С. Наилучшие результаты получаются после длительного нагрева (старения) при 350—425° С [5].

Необходимо отметить, что изменение жаропрочности железоникелевых и железохромоникелевых сплавов в интервале перехода от α - к γ -твердым растворам и влияние гистерезиса недостаточно изучены.

Влияние никеля на жаропрочность сплавов системы Fe—Cr и Fe—Cr—Ni изучали в работах [128—129]. Были построены диаграммы с линиями одинаковой жаропрочности при 538, 650, 870° С и найдено, что наибольшей жаропрочностью обладают тройные железоникельхромистые сплавы типа 10-40-50.

Двойные железоникелевые сплавы в области γ -твердых растворов с высоким содержанием никеля имеют более низкие жаропрочные характеристики, чем тройные сплавы системы железо—хром—никель. Ферритные твердые растворы значительно менее жаропрочны, чем аустенитные.

Увеличение содержания хрома в железохромоникелевых сплавах способствует упрочнению сплавов этой системы: сопротивление ползучести при высоких температурах увеличивается примерно в два раза, т. е. никелевый аустенит по сопротивлению ползучести слабее хромоникелевого.

Изучение изменения твердости и электрического сопротивления у железохромоникелевых сплавов с 20% Cr при 20° С и высоких температурах [128] показывает, что каких-либо глубоких изменений в γ -твердых растворах системы железо—хром—никель не наблюдается.

Значения сопротивления ползучести хромоникелевой стали типа 25-20 и нихромов 80-20, 60-15 очень близки между собой и резко отличаются от значений сопротивления ползучести хромистых сталей ферритного класса.

На рис. 115 показано влияние никеля на время до разрушения и механические свойства железоникелевых сплавов с 20% Cr. При введении никеля свыше 20—30% длительная прочность практически не изменяется.

Механические характеристики (σ_b , σ_s , δ , ψ , α_k) сплавов также мало изменяются в зависимости от содержания никеля в этой системе. Небольшие изменения наблюдаются в значениях предела прочности и пластичности при температурах испытания 600, 700 и 800° С [5].

В присутствии углерода легированный γ -твердый раствор с увеличением содержания никеля (выше 45%) снижает способ-

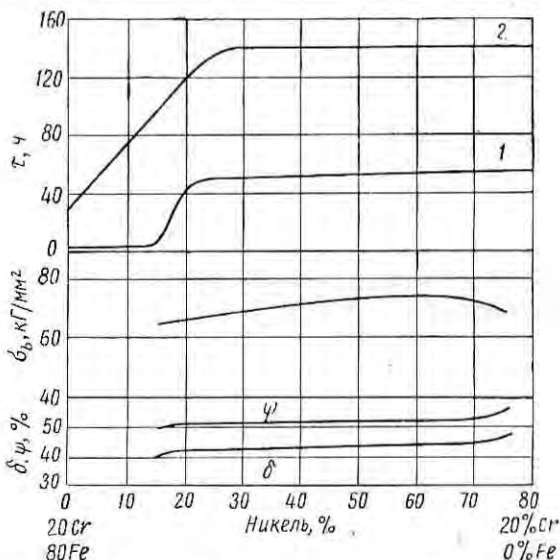


Рис. 115. Влияние никеля в железохромистых сплавах с 20% Cr на длительную прочность при 700° С, $\sigma = 20$ кг/мм² (1) и 800° С, $\sigma = 7$ кг/мм² (2), а также механические свойства при комнатной температуре

ность сплавов к карбидообразованию, что объясняется разбавлением твердого раствора никелем и его неспособностью к образованию карбидов.

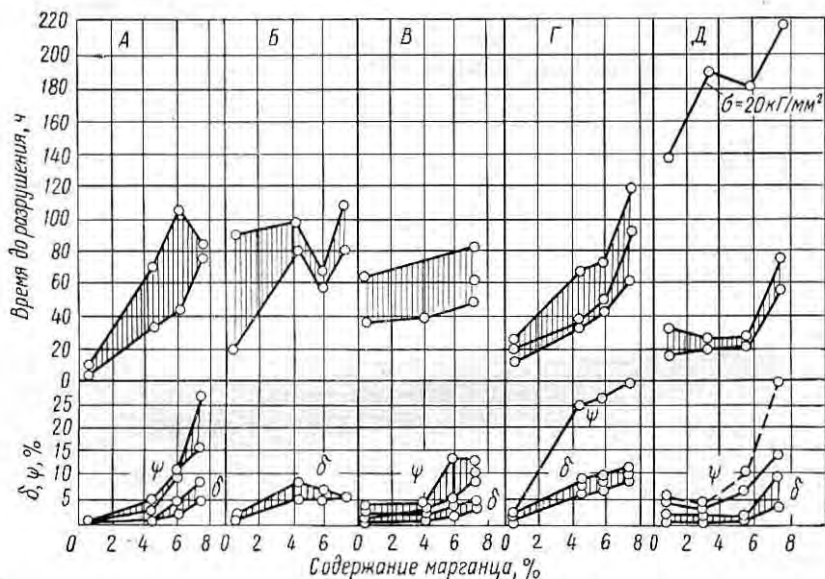
В случае жаропрочных сплавов с интерметаллидным упрочнением повышение содержания никеля способствует повышению жаропрочности и влияет на кинетику образования интерметаллидных фаз и их количество [5]. Применяя соответствующие режимы термической обработки для жаропрочных сплавов с интерметаллидным упрочнением на железной основе с содержанием 18—35% Ni, можно получить высокие жаропрочные свойства, близкие к свойствам сплавов на никелевой основе (ЭИ696, ЭИ696М, ЭП105 и ЭП219).

Однако никельхромистые сплавы обладают более высокими жаропрочными свойствами, чем железохромоникелевые стали. Необходимо учитывать различия, наблюдающиеся у γ -твердых

растворов, богатых и бедных никелем, в отношении кинетики образования карбидных и интерметаллидных фаз при легировании углеродом, ванадием, титаном, алюминием, вольфрамом и молибденом.

Влияние марганца

Марганец, как и никель, способствует расширению γ -области системы железо—хром, образуя сплавы с аустенитной структурой. Однако как аустенитообразующий элемент он действует



Сталь	Содержание, %					
	С	W	Mo	V	Nb	Cu
А	0,43	1,78	0,44	0,24	1,47	—
Б	0,46	2,0	1,08	2,16	1,63	—
В	0,44	1,5	1,5	2,3	1,45	—
Г	0,45	3,88	—	2,24	1,63	0,64
Д	0,52	3,8	—	2,2	1,49	—

Рис. 116. Влияние марганца на длительную прочность сложнолегированных жаропрочных сталей на хромоникелевой основе при температуре испытания 800°C и $\sigma = 25 \text{ кг/мм}^2$

менее эффективно, чем никель, особенно при высоком содержании хрома. Поэтому целесообразно вместе с марганцем вводить небольшие количества никеля (2—4%), углерод или азот [1, 2, 5].

Марганец несколько увеличивает растворимость в аустените карбидов хрома (Cr_{23}C_6), которая также зависит от содержания хрома [5].

Легирование аустенитных сталей марганцем особенно целесообразно, когда в состав сталей одновременно вводят углерод и ванадий, способствующие сильному развитию процессов дисперсионного упрочнения [5]. Дополнительные присадки тугоплавких элементов (Mo, W, Nb) и азота вместе с углеродом и ванадием рекомендуются для создания сталей с карбидным упрочнением высокой жаропрочности (рис. 116).

Опыт показывает, что марганец даже в небольших количествах (~1%) нецелесообразен в высокожаропрочных сплавах на никелевой основе (типа ЭИ826), и поэтому его содержание рекомендуется менее 0,5—0,3%.

Влияние хрома

Введение хрома в жаропрочные стали и сплавы повышает их сопротивление окислению при высоких температурах, причем тем больше, чем выше его содержание в сплавах.

В отношении повышения жаропрочных свойств хром также оказывает положительное влияние, но он менее эффективен, чем молибден и ванадий. Введение хрома в ферритные стали повышает энергию активации самодиффузии железа и увеличивает температуру рекристаллизации [132], сопротивление ползучести и длительную прочность. Он также способствует сохранению искажений решетки деформированного аустенита при отпуске. Однако влияние хрома на повышение жаропрочных свойств ферритных сталей зависит от его содержания и легирования другими элементами и не обязательно пропорционально его количеству.

У аустенитных сталей хром увеличивает энергию связи атомов кристаллической решетки γ -твердого раствора [121], несколько повышает жаропрочные характеристики и температуру рекристаллизации легированного аустенита.

На рис. 117 показано влияние хрома на изменение механических свойств и длительную прочность сложнолегированной стали с карбидным упрочнением. Максимум жаропрочности в данной системе относится к 9—15% Cr.

Хром образует с углеродом ряд карбидов, которые в результате закалки и старения, выделяясь в γ -твердом растворе в высокодисперсном состоянии, упрочняют аустенитные стали. Однако вследствие большой склонности карбидов хрома к коагуляции это упрочнение легко снимается с повышением температуры испытания.

Карбиды хрома обладают сравнительно невысокой термической стойкостью, а поэтому повышение жаропрочности аустенитных сталей за счет образования только таких карбидов не столь эффективно [5].

В сложнолегированных сплавах на никелевой основе с титаном или алюминием присадка хрома изменяет растворимость γ -фазы в твердом растворе и этим сообщает сплавам способность к дисперсионному твердению при более низком содержании титана.

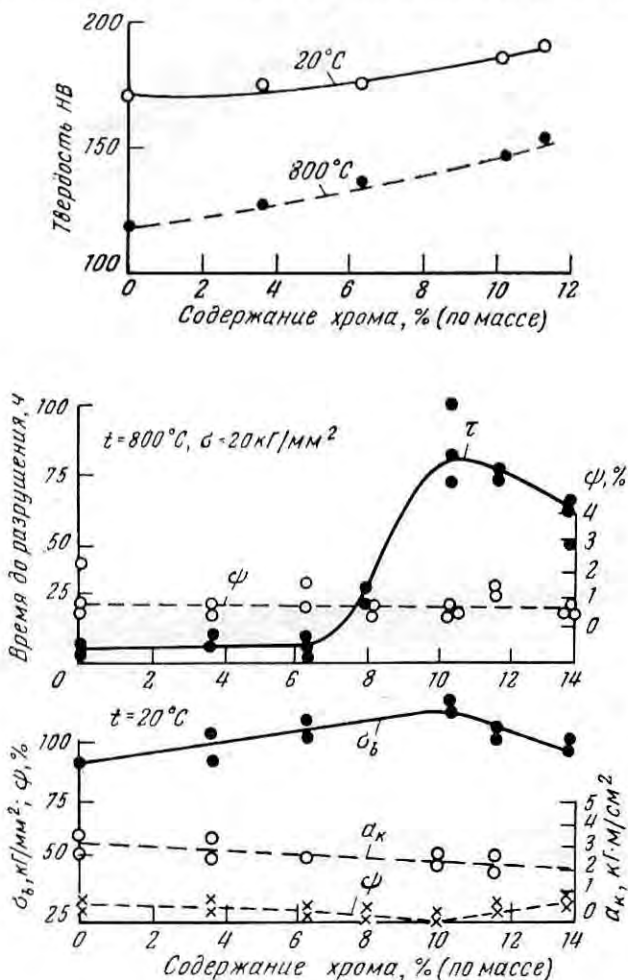


Рис. 117 Влияние хрома на изменение механических свойств стали с 0,6% С; 20% Ni; 6% Mn; 2% V; 1,40% Mo; 1,5% Nb

При чрезмерном увеличении содержания хрома и образовании ферритной составляющей в сложнолегированных жаропрочных аустенитных сталях самого различного состава наблюдается резкое падение жаропрочности, что показано в работе автора [5].

Влияние молибдена

Введение молибдена в ферритные, аустенитные стали и никелевые сплавы повышает температуру рекристаллизации γ -твердых растворов и тормозит их разупрочнение.

Энергия активации самодиффузии железа или хрома увеличивается с повышением количества молибдена, добавляемого в сплав.

У большинства сплавов легирование молибденом наряду с повышением жаропрочности дает увеличение пластичности при кратковременных и длительных испытаниях.

Молибден оказывает значительно большее влияние на жаропрочность дисперсионно твердеющих сплавов с карбидным или интерметаллидным упрочнением.

Эффективность влияния молибдена на жаропрочные свойства сложнолегированных сталей и сплавов увеличивается, когда его вводят в сплав одновременно с другими элементами, в том числе элементами, вызывающими процессы дисперсионного твердения. В этом случае молибден тормозит разупрочнение сплава при более высоких температурах, так как затрудняет диффузионный обмен, рекристаллизацию и коагуляцию дисперсных частиц [5]. Поэтому кривая снижения твердости на диаграммах дисперсионного твердения за максимумом у сплавов с молибденом идет более высоко, чем у сплавов без молибдена (см. рис. 110).

Молибден несколько смещает максимум твердости дисперсионного твердения в сторону более высоких температур, мало влияя на абсолютное увеличение твердости, а также на механические свойства при комнатной температуре.

В жаропрочных сплавах на никелевой основе и сплавах на железной основе с интерметаллидным упрочнением молибден также оказывает положительное влияние, увеличивая жаропрочность. В ряде сплавов молибден образует фазы типа Лавеса (Fe_2Mo), способствуя еще большему повышению жаропрочности за счет процессов дисперсионного упрочнения (см. стр. 272).

Влияние углерода

Введение углерода в хромоникелевые и хромомарганцевые аустенитные стали способствует стабилизации аустенита в отношении превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ или $\gamma \rightarrow M$ и тем самым расширяет возможности легирования твердого раствора ферритообразующими элементами с сохранением аустенитной структуры.

Углерод имеет значительно большую и переменную по температуре растворимость в γ -твердом растворе по сравнению с растворимостью в α -твердом растворе, сообщая аустенитным сталям способность к дисперсионному твердению в результате термической обработки [133] и повышая их механические свойства при комнатной и высоких температурах (см. рис. 108—110, 113).

Упрочнение аустенитных сталей с углеродом происходит за счет образования карбидов хрома типа $Me_{23}C_6$ с небольшим количеством железа и марганца [5, 133], входящих в состав карбидов.

Однако большая склонность карбидов хрома к коагуляции не позволяет получить большого упрочняющего эффекта при высоких температурах, хотя механические свойства при комнатных температурах сильно повышаются.

Наибольший эффект упрочнения при высоких температурах достигается в результате сложного легирования, когда в твердый раствор одновременно вводят несколько легирующих элементов.

Влияние азота

Введение азота в хромоникелевые, хромистые, хромомарганцевоникелевые стали способствует расширению γ -области и повышению устойчивости аустенита. Азот повышает также механические свойства, подобно углероду, и способствует образованию нитридных и карбонитридных фаз при старении.

Влияние вольфрама

При раздельном легировании аустенитных хромоникелевых и хромомарганцевоникелевых сталей без введения упрочняющих элементов, образующих карбидные или интерметаллидные фазы, вольфрам сравнительно мало повышает механические свойства сплавов при комнатных температурах.

Эффективность влияния вольфрама сказывается при высоких температурах (выше 750°C), особенно на процессах разупрочнения наклепанного металла [5].

Введение вольфрама в аустенитные сложнолегированные стали с карбидным упрочнением повышает жаропрочные свойства при $800\text{--}900^\circ\text{C}$.

В жаропрочных сплавах на никелевой и железной основах с интерметаллидным упрочнением вольфрам является полезной присадкой, способствующей повышению температуры рекристаллизации этих сплавов и торможению диффузионных процессов в области разупрочнения сплавов.

Вольфрам имеет тенденцию к неравномерному распределению, повышенную склонность к ликвации. По этой причине вольфрам рекомендуется вводить в сложнолегированные стали и сплавы вместе с молибденом, что практически использовано при разработке сплавов марок ЭИ617, ЭИ598, ЭИ445, ЭИ826, ЭИ929, ЭИ867 и др.

В сложнолегированных сталях типа 13-10-10 с 0,45% С, 4% W и 2,5% V вольфрам частично входит в состав карбидных фаз типа $Me_{23}C_6$, повышая их термическую стойкость. В тех же сплавах с высоким содержанием вольфрама (10%) он входит в состав двойного карбида типа Me_6C , с образованием которого связано

разупрочнение стали. Двойной карбид связывает большие количества вольфрама, поэтому вследствие обеднения твердого раствора понижается термическая стойкость [5]. Вольфрам, так же как и молибден, в ряде сплавов входит в состав фаз Лавеса типа Fe_2W или $Fe_2(Mo, W)$, способствуя упрочнению сплавов.

Влияние ванадия

В низкоуглеродистые (0,08% C) аустенитные стали ванадий иногда вводят в небольших количествах (до 0,3%) для улучшения технологических характеристик [4, 134, 135, с. 37].

Введение большего количества ванадия в эти стали не оказывает положительного влияния на жаропрочные свойства, что связано с ослаблением энергии связи атомов в кристаллической решетке γ -твердого раствора. В аустенитные стали ванадий добавляют вместе с углеродом, что сильно увеличивает склонность стали к дисперсионному твердению. В результате старения повышаются прочностные характеристики стали при комнатной и высоких температурах, пластические свойства с повышением содержания ванадия и углерода уменьшаются (см. рис. 110, 114).

При введении ванадия и углерода упрочнение протекает за счет интенсивного образования высокодисперсных карбидов ванадия VC и карбидов хрома $Cr_{23}C_6$ с некоторой взаимной растворимостью ванадия в карбиде хрома и хрома в карбиде ванадия.

Чрезмерное легирование стали ванадием и углеродом способствует интенсивному образованию карбидных частиц при старении, что приводит к резкому охрупчиванию материала в процессе работы при высоких температурах. Ванадий повышает жаропрочность стали до тех пор, пока она сохраняет достаточный запас пластичности и выделение фаз происходит равномерно.

Присадка ванадия совместно с углеродом к хромоникелевым и еще лучше к хромомарганцевоникелевым сталям весьма целесообразна и оказывает положительное влияние на жаропрочные свойства стали. Однако присадка только ванадия с углеродом не обеспечивает выполнения требований, предъявляемых в настоящее время к жаропрочным сталям.

Наилучшие результаты получаются при введении ванадия и углерода одновременно с тугоплавкими металлами (W, Mo, Nb) в определенных сочетаниях. Это объясняется тем, что ванадий и углерод сообщают γ -твердому раствору сильную способность к развитию процессов дисперсионного твердения, а тугоплавкие элементы тормозят диффузионный обмен при более высоких температурах, затрудняя коагуляцию дисперсных фаз и разупрочнение сплава.

В никелевых жаропрочных сплавах ванадий в количестве 0,2—0,5% оказывает положительное влияние на технологические характеристики, улучшая обработку давлением (сплав ЭИ617, ЭИ826) [5, 135].

Введение до 1—4,5% V в жаропрочные сплавы на никелевой основе типа ЭИ437, ЭИ617 и ВЖ17 не оказывает влияния на длительную прочность, а при более высоком содержании ухудшает ее. Понижение жаропрочности связано с сильным падением пластичности и охрупчиванием сплавов вследствие выделения грубых скоплений интерметаллидной фазы [136].

Влияние титана

В жаропрочных сталях и сплавах с карбидным упрочнением титан, вводимый в небольших количествах (0,1—0,3%), улучшает их длительную прочность [5]. При введении в больших количествах в сложнолегированные жаропрочные стали с углеродом титан понижает твердость и прочностные характеристики и повышает пластические свойства при комнатной и высоких температурах.

Изменения механических свойств обусловлены тем, что титан связывает углерод в стойкие карбиды, которые в процессах дисперсионного упрочнения участия не принимают. Поэтому процесс образования карбидов хрома и ванадия в присутствии титана при отношении $Ti : C \geq 5$ сильно ослабляется и сталь становится мало склонной к упрочнению за счет дисперсионного твердения (см. рис. 110, 112).

В жаропрочных сплавах с интерметаллидным упрочнением на базе γ -твердого раствора титан является легирующим элементом, который сильно повышает жаропрочные свойства за счет процессов дисперсионного твердения, связанных с образованием γ' -фазы типа $Ni_3(TiAl)$.

Переменная по температуре растворимость титана в γ -твердых растворах зависит от содержания хрома и других легирующих элементов и определяет кинетику образования γ' -фазы при старении предварительно закаленного на твердый раствор сплава. Подробно это рассмотрено в разделе сплавов с интерметаллидным упрочнением.

Влияние ниобия

Введение ниобия в небольших количествах в низкоуглеродистые аустенитные стали оказывает положительное влияние на повышение жаропрочности. При содержании свыше 1—2% ниобий в ряде случаев оказывает отрицательное влияние вследствие перераспределения его между твердым раствором и ниобидом железа.

Карбид ниобия NbC относится к весьма тугоплавким и обладающим малой растворимостью в аустенитном твердом растворе. Поэтому в углеродсодержащих сплавах (с карбидным упрочнением) большая часть ниобия связывается в карбиды, которые практически не принимают участия в процессах дисперсионного

твердения, если стали закаливают с температур ниже 1200° С. Однако, несмотря на это, введение в жаропрочные стали и сплавы ~1—1,5% Nb повышает длительную прочность, особенно сложнолегированных сталей. Как правило, это повышение жаропрочности сопровождается повышением пластичности, что, вероятно, связано с тенденцией преимущественного распределения его по границам зерен и повышением прочности этих пограничных объемов.

Ниобий — полезная легирующая присадка, особенно когда его вводят в сплав вместе с элементами, вызывающими процессы дисперсионного твердения [5]. В этом случае ниобий устраняет чрезмерное охрупчивание сталей.

Механизм упрочнения, связанный с ниобием, еще недостаточно изучен.

Влияние бора, циркония, кальция и редкоземельных элементов на жаропрочность аустенитных сталей

Наиболее эффективное влияние оказывает бор, который сильно упрочняет пограничные объемы при высоких температурах, способствуя повышению длительной прочности и пластичности [5, 7, 137, с. 18 и 137]. Примером могут служить марки хромоникелевой стали с 2,7% Ti (ЭИ696А и ЭП452), отличающиеся содержанием бора. У стали ЭИ696А с 0,008% В при 700° С $\sigma_{100} \geq 40$ кг/мм², а у стали без бора марки ЭП452 — только 25—28 кг/мм². Сталь ЭП452 лучше сваривается. Стали не различаются по кратковременной прочности при комнатных и высоких температурах, но резко различаются по длительной прочности.

Изучение влияния бора, церия, кальция, циркония и лантана на жаропрочность стали типа ЭИ694 показало, что наибольшее влияние оказывает бор (рис. 118), затем цирконий и церий + лантан, но при введении в значительно большем количестве. Присадка кальция и бария влияет в меньшей степени [7].

Упрочняющее влияние бора, циркония и церия объясняется двояко: с одной стороны, они являются сильными раскислителями, повышают качество металла, а с другой, будучи поверхностно активными элементами, располагаются в пограничных объемах и затрудняют протекание в них диффузионных процессов. Оптимальное количество бора — концентрация, близкая к предельной растворимости.

Рекомендованы [7] аустенитные стали с добавками бора марок: 1Х14Н16БР (ЭИ694Р), 1Х14Н18В2БР (ЭИ695Р) с 0,0025% В (по расчету 0,005% В); 1Х14Н18В2БР (ЭИ726) с 0,01% В (расчетная 0,025%) и сталь ЭП400 для сварных изделий с добавкой 0,4% В [203—205].

В работе [138] изучалось влияние редкоземельных элементов Се, La, Nd, Pг на скорость ползучести, длительную прочность и окалиностойкость хромоникелевой аустенитной стали типа 15-20

с низким содержанием углерода ($\leq 0,07$). Длительная прочность сталей при 650°C и напряжении 12 кг/мм^2 с повышением содержания указанных элементов увеличивается при введении их до $0,10\%$ и затем при большем их количестве уменьшается. Ско-

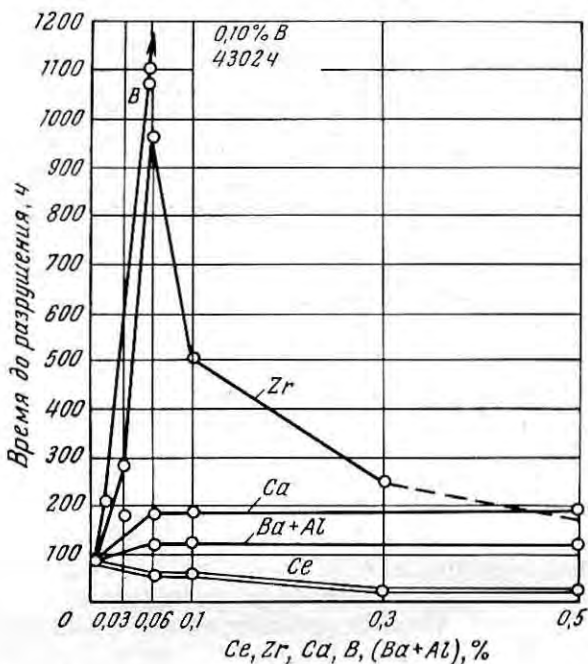


Рис. 118. Влияние малых добавок бора, циркония, кальция, бария с алюминием, а также церия на длительную прочность стали типа ЭИ694 при 600°C и $\sigma = 28\text{ кг/мм}^2$

рость ползучести сначала несколько уменьшается (до концентрации элемента $0,08-0,12\%$), а далее растет; пластичность, как правило, возрастает.

Следует учитывать, что редкоземельные элементы при выплавке сталей в индукционной печи дают угар от 30 до 65% .

ОКАЛИНОСТОЙКИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

К этой группе сплавов относятся аустенитные хромоникелевые и хромомарганцевоникелевые стали с повышенным содержанием хрома и никеля, а также гомогенные сплавы на никельхромистой основе.

Сплавы применяются при изготовлении многих деталей и узлов газовых турбин, а также других аппаратов, которые изготавливают с помощью глубокой вытяжки, гибки или штамповки и соединяют сваркой или пайкой.

Химический состав сталей и сплавов этой группы указан в табл. 22, а механические свойства и термическая обработка приведены в табл. 23.

ОКАЛИНОСТОЙКИЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

Хромоникелевые стали типов 18-8, 18-11 с титаном или ниобием, 18-12 или 16-13 с присадками молибдена, а также стали типа 23-18 и другие (табл. 22), имеющие аустенитную структуру при комнатной и высоких температурах, обладают более высокими жаропрочными свойствами по сравнению с хромистыми ферритными или феррито-перлитными сталями (см. рис. 2—7).

Эти стали имеют более высокое сопротивление ползучести, длительную прочность при более высоких температурах, чем углеродистая, малолегируемые хромистые и высоколегируемые хромистые стали с присадками и без присадок легирующих элементов, с ферритной или перлитной структурами (рис. 119).

Из аустенитных сталей наиболее высокой жаропрочностью обладают хромоникелевые стали типа 18-12 или 18-8 с присадкой около 2,5% Mo. Несколько меньшую жаропрочность имеют стали типа 18-8 с присадкой титана или ниобия и сталь типа 18-8. Следует отметить, что сплавы нихром 80-20 и инконель обладают примерно такой же жаропрочностью, как и хромоникелевые стали типа 18-8, 25-20 и др.

Длительная прочность, сопротивление ползучести и особенно пластичность в сильной степени зависят от режимов термической обработки и величины зерна. Стали с крупнозернистой структурой, закаленные с более высоких температур, имеют несколько большую длительную прочность, однако их пластичность с увеличением продолжительности испытания быстро падает. Сопротивление теплосменам у крупнозернистых сталей хуже, чем у мелкозернистых.

Т А Б Л И Ц А 22. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, И ПРИМЕНЕНИЕ ОКАЛИНОСТОЙКИХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали по ГОСТу (в скобках—заводская)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Назначение
X18H10T (ЭЯ1Т, 1X18H9T)	≤0,12	≤0,8	1,0—2,0	17—19	9—11	$Ti \geq 5 (\% C - 0,02)$ до 0,7 $Ti \geq 5 (\% C - 0,02)$ до 0,7 $Ti \geq 5 (\% C - 0,02)$ до 0,7	Сварные изделия и детали, работающие до 800° С, выхлопные коллекторы, газопроводы. Колды соплового аппарата ненапряженных двигателей
X18H9T (ЭЯ1Т, 1X18H9T)	≤0,12	≤0,8	1,0—2,0	17—19	8,0—9,5		
X18H12T	≤0,12	≤0,8	1,0—2,0	17—19	11—13		
0X18H12Б (ЭИ402, 1X18H11Б)	≤0,08	≤0,8	1,0—2,0	17—19	11—13		
X23H13 (ЭИ319)	≤0,2	≤1,0	≤2,0	22—25	12—15	Nb ≥ 8 (%C) до 1,2	То же, и присадочный материал для сварки хромоникелевой стали
0X23H18	≤0,1	≤1,0	≤2,0	22—25	17—20	—	Трубы для пиролиза метана, пирометрические трубки, сварочная проволока. Жаровые трубы камер сгорания подвижных и стационарных газовых турбин
X23H18 (ЭИ417)	≤0,2	≤1,0	≤2,0	22—25	17—20	—	Трубы, детали установок для конверсии метана, пиролиза, листовые детали, работающие при 1000° С. Жаровые трубы камер сгорания
1X25H25TP (ЭИ813)	0,07— 0,12	≤0,8	1,0—2,0	23—26	24—27	1,1—1,6 Ti; ≤0,01 В	Сопловые лопатки третьей и четвертой ступеней газовых турбин Детали, изготавливаемые из листов и сорта и работающие при умеренных напряжениях и 800—950° С, детали газовых систем

Марка стали по ГОСТу (в скобках—заводская)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Назначение
X25H20C2 (ЭИ283)	≤0,2	2,0—3,0	≤1,50	24—27	18—21	—	Подвески и опоры в котлах, трубах электролизных и пирролизных установок, работающих до 1000—1150°С
X25H16Г7АР (ЭИ835)	≤0,12	≤1,0	5,0—7,0	23—26	15—18	0,3—0,45 N; ≤0,02 В	Детали газопроводных систем, изготавливаемые из тонких листов, ленты, сорта, работающие при умеренных напряжениях при 800—950°С
XH38ВТ (ЭИ703)	0,06— 0,12	≤0,8	≤0,7	20—23	35—39	2,8—3,5 W; 0,7—1,2 Ti или 1,2—1,7 Nb; ≤0,5 Al; ≤0,05 Cl	Жаровые трубы, кольца соплового аппарата, газопроводы и другие окалиностойкие детали
ЭП126 (ВЖ100)	≤0,10	≤0,6	≤1,5	19—22	25—30	4,8—6,0 W; 2,8—3,5 Mo; 0,7—1,3 Nb; 0,15—0,3 N; ≤0,005 В	То же
XH78Т (ЭИ435)	≤0,12	≤0,8	≤0,7	19,0— 22,0	Основа	0,15—0,35 Ti; ≤0,50 Al; ≤6,0 Fe	Детали газопроводных систем, аппаратура, сорговые детали, трубы
XH70Ю (ЭИ652)	≤0,10	≤0,8	≤0,3	26,0— 29,0	»	2,6—3,5 Al; ≤1,0 Fe; ≤0,1 Вa; ≤0,03 Ce	Листовые детали, газопроводы, работающие при умеренных напряжениях и температурах 850—1100°С
X15H60	≤0,15	0,4—1,3	≤1,5	15,0— 18,0	55,0— 61,0	≤0,2 Al	Проволока и лента для бытовых приборов, реостатов, промышленных и лабораторных печей. Окалиностоек до 1050°С

Марка стали по ГОСТу (в скобках—заводская)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Назначение
X20H80	≤0,15	0,4—1,3	≤0,7	20,0— 23,0	75,0— 78,0	≤0,2 Al	Проволока и лента для про- мышленных и лабораторных печей, микропровода для малогабаритных элементов электрических сопротивле- ний. Окалинностоек до 1100° С Проволока и лента для промышленных и лаборатор- ных печей. Окалинностоек до 1100° С
X20H80T3	≤0,08	≤1,0	≤0,5	19,0— 23,0	Основа	0,4—1,1 Al; 2,3—2,7 Ti	
XH70 (ЭИ4442)	≤0,07	≤0,8	≤0,5	28,0— 31,0	»	≤0,15 Al; ≤5,0 Fe	Аппаратура и детали, ра- ботающие до 1150—1200° С
XH60Ю (ЭИ559А)	≤0,10	≤0,80	≤0,3	15,0— 18,0	55,0— 58,0	2,6—3,5 Al; ≤0,10 Ва; ≤0,03 Се;	Листовые детали турбин, работающие при умеренных напряжениях и температу- рах 850—1100° С
XH75МБТЮ (ЭИ602)	≤0,08	≤0,80	≤0,4	19,0— 22,0	Основа	остальное Fe 0,35—0,75 Ti; 0,35—0,75 Al; 1,8—2,3 Мо; 0,9—1,3 Nb; ≤8,0 Fe	Листовые детали турбин, работающие при 800—950° С
(ВЖ85)	≤0,10	≤0,80	≤0,5	26,5— 29,0	»	6,5—9,0 W; 0,3—0,7 Ti; ≤0,5 Al; ≤3,0 Fe	Детали камер сгорания, форсажные камеры и другие детали, работающие до 1100° С
XH60В (ЭИ868, ВЖ98)	≤0,10	≤0,80	≤0,5	23,5— 26,5	»	13,0—16,0 W; 0,3—0,7 Ti; ≤0,5 Al; ≤4,0 Fe	Листовые материалы для камер сгорания, работающие до 1100° С

Т А Б Л И Ц А 23. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПО ТУ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОКАЛИНОСТОЙКИХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ И НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

А. Хромоникелевые стали

Марка стали	Термическая обработка	Полуфабрикат	t , °С	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %
X18N9T (ЭЯ1Т) X18N10T	I. Закалка с 1030—1070° С, в воде или на воздухе	Лист	20	54	—	40	—
	II. Закалка с 1100—1150° С, в воде	Прутки Профили	20* 20	55 55	20 20	40 40	55 55
X23N15 (ЭИ319)	Закалка с 1100—1150° С в масле, воде или на воздухе	Лист Прутки	20 20	55 50	— 30	35 35	— 50
X23N18 (ЭИ417)	I. Закалка с 1030—1070° С в воде или на воздухе	Лист	20	58	—	40	—
	II. Закалка с 1100—1150° С в воде или на воздухе	Прутки	20	58	25	35	50
X25N16Г7АР (ЭИ835)	Закалка с 1100° С на воздухе	Лист	20	70	—	40	—
X25N20С2 (ЭИ283)	Закалка с 1050—1100° С на воздухе	Лист	20	50	—	23	—
XН38ВТ (ЭИ703)	I. Закалка с 1100—1140° С в воде или на воздухе	Лист	60	—	35	—	—
	II. Закалка с 1080—1120° С на воздухе или в воде + наклеп	Лист	85	—	35	—	—
	III. Закалка с 1120—1160° С в воде или на воздухе	Прутки	55	20	35	45	—
ЭП126 (ВЖ100)	Закалка с 1000—1020° С на воздухе	Прутки Листы мягкие Листы клепаные	≤ 75 ≤ 90 95—115	≥ 35 ≥ 35 ≥ 8	— — —	— — —	— — —

* $A_k = 12,5$ кг·м.

Б. Никелевые сплавы

Марка стали по ГОСТу (в скобках—заводская)	Термическая обработка	σ_b , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	E^{*1} , кг/мм ²	ρ , ом/мм ² ·м	Жаростой- кость (темпера- тура, °С)	Плот- ность, г/см ³
ХН78Т (ЭИ435)	Закалка с 980—1020°С, охлаждение в воде или на воздухе	(70)*378	27,5	(30) 40	19 500	—	—	8,35
ХН70Ю (ЭИ652)	То же, с 1100°С, охлаждение на воздухе	75	—	30	—	—	—	7,90
ХН60Ю (ЭИ559А)	В состоянии поставки	(65) 72	—	(30) 60	—	—	—	—
ХН70 (ЭИ442)	То же	70	20	—	—	1,14	1200	8,30
ХН75МБТЮ (ЭИ602)	Закалка с 1050—1080°С, охлаждение на воздухе	(75) 86	40	(40) 45	19 000	—	—	8,30
ХН60В (ВЖ98, ЭИ868)	То же, с 1200°С	(75) 80	32	(40) 60	19 000	—	—	8,90
Х15Н60*2	—	(60) 80	25	45	—	1,10	1050*4	8,10
Х20Н80*2	—	—	—	—	—	1,11	1109	8,30
ХН78Т*2 (ЭИ435)	—	—	—	—	—	1,11	1100	8,35
ХН77ТЮ*2 (ЭИ437А)	—	—	—	—	—	1,27	1100*5	8,2

*1 Модуль упругости при статических испытаниях. *2 Для испытания этих сталей брали проволоку и ленту высокого омического сопротивления. *3 В скобках даны значения по ТУ. *4 Температура начала интенсивного окисления. *5 Фактически около 1000°С.

Углерод и азот оказывают большое влияние на длительную прочность и пластичность. Последняя при длительных испытаниях уменьшается тем больше, чем выше содержание углерода или углерода в сумме с азотом и чем выше температура закалки.

Загрязнение стали легкоплавкими примесями (свинцом, сурьмой, оловом и др.) снижает жаропрочные свойства. Поэтому выплавку жаропрочных сталей необходимо вести на хорошо проверенных, чистых шихтовых материалах.

Степень обжата при горячей обработке давлением и температура обработки также влияют на характеристики жаропрочности и пластичности при высоких температурах. Наихудшее сочетание свойств наблюдается у стали с неоднородной структурой.

Пластические свойства хромоникелевых сталей сильно изменяются с изменением температуры и резко падают в интервале умеренных температур (600—860° С), при которых в стали происходит выделение карбидных, интерметаллидных и других фаз.

Наличие феррита или его образование в процессе длительных испытаний при высоких температурах также отрицательно сказывается на жаропрочных свойствах сталей, о чем свидетельствует резкий перелом на кривой длительной прочности [42, 44].

Установлено, что сопротивление ползучести у аустенито-ферритных сталей обратно пропорционально количеству феррита. Хромоникелевые стали, содержащие феррит, склонны к сильному охрупчиванию при длительной работе в интервале умеренных температур, при этом сильно снижается ударная вязкость [86]. Это объясняется тем, что некоторые из аустенито-ферритных сталей после длительной выдержки при повышенных температурах склонны к превращению феррита в σ -фазу. Образование неболь-

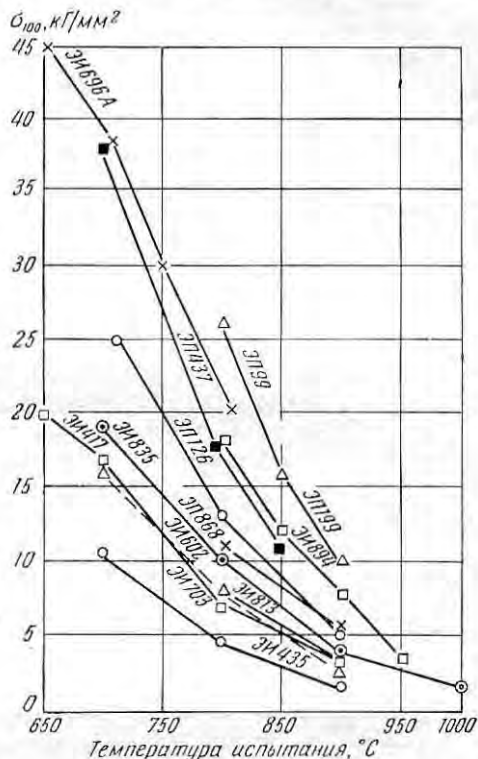


Рис. 119. Изменение 100-и длительной прочности окалиностойких сталей и сплавов в зависимости от температуры испытания

ших количеств высокодисперсных выделений σ -фазы способствует упрочнению стали и некоторому повышению её жаропрочности.

Более подробно свойства окалиностойких хромоникелевых аустенитных сталей рассмотрены в работах [16; 30; 42; 44; 63; 71; 18; 139; 140; 68, с. 232].

Стали этой группы широко применяются при изготовлении деталей, работающих при высоких температурах, но в условиях небольших нагрузок (см. табл. 22, 23).

Повышенное содержание хрома и никеля и часто практикуемая дополнительная присадка кремния способствуют повышению окалиностойкости хромоникелевых сталей в атмосфере нагретого воздуха и продуктов сгорания различного вида топлива.

Стали этой группы применяют в виде литья, проката, поковок, листа и ленты и в виде сварочной проволоки для изготовления деталей жаростойких изделий и аппаратуры.

Содержание углерода в деформируемых сталях, как правило, не превышает 0,25% и в среднем колеблется в пределах 0,10—0,18%, а в литых сталях оно составляет 0,20—0,50%.

После закалки на аустенит эти стали имеют умеренную прочность и высокую пластичность. Чем выше температура закалки, тем выше пластические свойства при комнатных температурах и тем ниже при высоких.

При длительном пребывании аустенитных сталей в области умеренных температур может снизиться пластичность, определяемая при комнатных температурах (δ , ψ и a_k).

Повышение содержания углерода в сталях типа 25-20 увеличивает их склонность к дисперсионному твердению после закалки с высоких температур и старения при умеренных температурах. У аустенитных сталей это связано с образованием карбидных фаз и σ -фазы, а у сталей с аустенито-ферритной структурой — с распадом аустенита или феррита и выделением σ -фазы в δ -феррите.

Хромоникелевые стали типа 23-18 и 25-20

Сталь марки X23N18 (ЭИ417), больше известная под обозначением 25-20, широко применяется в машиностроении для изготовления окалиностойких деталей. В ней сочетаются достаточно высокая стойкость против окисления при высоких температурах и удовлетворительная жаропрочность, характерная для аустенитных сталей [3, 12, 16, 30, 62, 18], однако эта сталь несколько труднее сваривается, чем стали типа 18-8. Жаропрочные свойства этих сталей в сильной степени зависят от величины зерна и режима термической обработки. Крупное зерно в стали 25-20 сообщает ей большую жаропрочность и меньшую пластичность.

Сталь применяется после закалки с 1100° С в воде или на воздухе [16, 18].

Длительный нагрев стали 25-20 в интервале температур, способствующих образованию σ -фазы, несколько уменьшает пластические и вязкие свойства, но это мало отражается на эксплуатационной стойкости (окалиностойкости).

Сталь 23-18 широко используют в газотурбинных установках в качестве жаропрочного материала для жаровых труб и сопловых аппаратов. Для аналогичных целей применяют хромоникелевую сталь марки ЭИ813.

Крупнозернистая сталь типа 23-18 с содержанием углерода больше 0,05% приобретает склонность к межкристаллитной коррозии после нагрева при 600—800° С и разрушается при воздействии сильно агрессивных сред. Нагрев при более высоких температурах не вызывает этого явления и детали работают вполне удовлетворительно [16].

Выбор термической обработки зависит от условий работы детали. В тех случаях, когда желательно иметь высокое сопротивление ползучести при отсутствии среды, могущей вызвать межкристаллитное разрушение, закалка в воде при высоких температурах более благоприятна, чем нормализация. Однако при этом нужно всегда учитывать, что при обработке на более крупное зерно может сильно уменьшаться пластичность, что особенно важно, если изделие при работе испытывает большое число тепловых циклов.

Не установлено влияние цикличности на скорость ползучести этой стали. Отечественную сталь типа 25-20 марки ЭИ417 изучали в работе [62] при переменных нагревах 300—900—300 и 500—800—500° С и испытании на длительную прочность при постоянных температурах 700, 800 и 900° С. Кривые длительной прочности стали ЭИ417 в условиях повторных нагревов лежат несколько выше кривой длительной прочности, определенной при постоянной максимальной температуре (800 и 900° С) [16].

Стали типа 25-20 с повышенным содержанием кремния

Присадка кремния к стали типа 25-20 повышает ее стойкость против окисления при высоких температурах и особенно в атмосфере продуктов сгорания топлива с повышенным содержанием серы [1]. В восстановительных средах эта сталь более устойчива против науглероживания, чем обычные хромоникелевые стали [141]. Однако присадка кремния увеличивает склонность к образованию σ -фазы при длительном нагреве [71], что несколько снижает пластичность. Повторный нагрев изделий до температур растворения σ -фазы устраняет эту хрупкость.

В СССР сталь 25-20 с 1,8% Si широко применяют для заварки вставных доннышек в грибок выпускного клапана и для наплавки на сферу грибка клапана для повышения жаростойкости сферы [2], за рубежом эту сталь используют при изготовлении печного

оборудования, а также деталей газовых турбин подвижных и стационарных силовых установок. В США из стали 25-20 с 1,8% Si изготавливают жаровые трубы камер сгорания и конус соплового раструба авиационных газотурбинных двигателей.

Хромоникелевая сталь типа 18-25 с 2% Si (ЭЯ3С)

Сталь X18H25C2 (ЭЯ3С) применяют в качестве жаростойкого материала для изготовления ненагруженных деталей, работающих до 1000° С (печная и котельная арматура). В связи с высоким содержанием никеля сталь недостаточно стойка против газовой коррозии в атмосфере продуктов сгорания топлива с повышенным содержанием серы [1]. Сталь приобретает склонность к межкристаллитной коррозии после длительного повторного нагрева на 600—900° С. Жаропрочные свойства стали удовлетворительны до 750—800° С, пластичность — низкая [2, 12].

Сталь типа 20-14 с 2,5% Si (X20H14C2)

Сталь обладает высоким сопротивлением коррозии в топочных газах и применяется при изготовлении деталей печной арматуры. По жаропрочным характеристикам близка к сталям типа 18-8, но менее пластична [12].

Хромоникельмарганцевая сталь типа 24-16-6 с азотом (ЭИ835)

Эта сталь обладает повышенными жаропрочностью и окислостойкостью по сравнению с хромоникелевыми типа 18-8 с титаном и ниобием. Она рекомендуется в качестве листового материала для газотурбинных двигателей примерно того же назначения, что сталь марки ЭИ417 и сплавы ЭИ435 и ЭИ602 [16, 18, 142].

После кратковременного нагрева под закалку с 1150° С сталь ЭИ835 обладает несколько повышенной прочностью ($\sigma_b = 80$ кг/мм²) и высокой пластичностью ($\delta = 45 \div 55\%$) при комнатной температуре.

Длительный нагрев при 600—850° С в течение 100 ч не изменяет прочностных характеристик, но несколько уменьшает пластичность. По сравнению с исходным состоянием (закалка с 1150° С в воде), в котором материал имеет высокие пластические свойства (δ и $\psi \approx 50\%$, а число гибов 8—10), после старения при 650—850° С удлинение и сужение составляют 35—40%, а число гибов равно 2—3.

По данным [18], закалку рекомендуется производить примерно с 1100° С, что благоприятно сказывается на термостойкости.

Кроме того, при нагреве выше 1100°C начинается заметный рост зерна, что увеличивает склонность стали к трещинообразованию.

Сталь хорошо деформируется в холодном состоянии, сваривается точечным, роликовым и аргоно-дуговым методами.

Хромоникелевые сплавы типа 15-35, 20-35 и др.

Стали этой группы обладают высокой окалиностойкостью и несколько меньшим коэффициентом линейного расширения. Их применяют для изготовления жаровых труб камер сгорания и других деталей некоторых газотурбинных установок.

Хромоникелевые стали типа 15-35 применялись во Франции, Англии, ФРГ. В СССР используют эти стали с добавками титана, ниобия, вольфрама (ЭИ612 и ЭИ703), которые повышают жаропрочные характеристики (табл. 22).

В большинстве сталей этого типа содержание углерода не превышает 0,20%, но в литейных сортах и в тех случаях, когда требуется повышенная прочность, содержание углерода колеблется в пределах 0,35—0,5%. В работе [140] приведены данные о кратковременной и длительной прочности стали 15-35 в зависимости от температуры испытания.

Сталь марки ХНЗ8ВТ (ЭИ703)

Эта сталь относится к группе аустенитных с повышенной жаропрочностью, обусловленной присадкой вольфрама и титана. Сталь применяется для камер сгорания газовых турбин различного назначения и может быть рекомендована в качестве заменителя никелевых сплавов ЭИ602, ЭИ435.

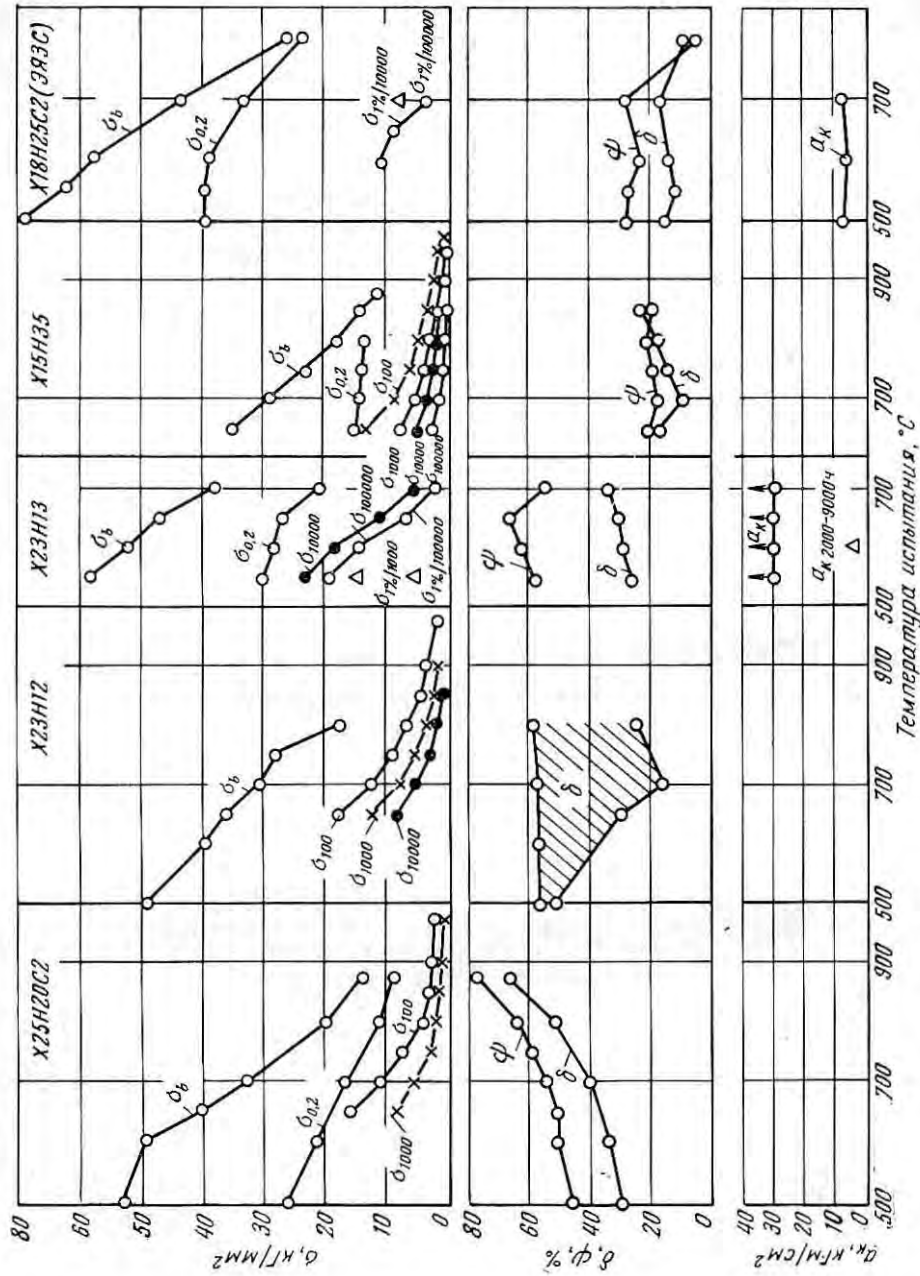
Для обеспечения мелкозернистой структуры в сталь ЭИ703 введен углерод в количестве 0,06—0,12% (см. табл. 22).

Листы из стали ЭИ703 поставляют после закалки с $1100\text{—}1120^{\circ}\text{C}$ (по газовой среде) на воздухе или в воде. В этом состоянии материал хорошо штампуется. При изготовлении изделий из листов методом глубокой вытяжки следует применять промежуточную закалку с $1060\text{—}1100^{\circ}\text{C}$ для снятия наклепа.

Рекомендуемая окончательная термическая обработка — закалка с $1100\text{—}1120^{\circ}\text{C}$ на воздухе обеспечивает требуемую величину зерна (балл 6—7) и необходимые прочностные и пластические свойства. Изменение свойств стали ЭИ703 в зависимости от температуры испытания показано на рис. 120.

Сталь ЭИ703 хорошо сваривается аргоно-дуговым, дуговым и контактным (точечная и роликовая сварка) методами.

Аргоно-дуговую сварку стали ЭИ703 толщиной 1,5 мм рекомендуется производить постоянным током силой 60—75 а при прямой полярности, присадка из основного материала: дуговую



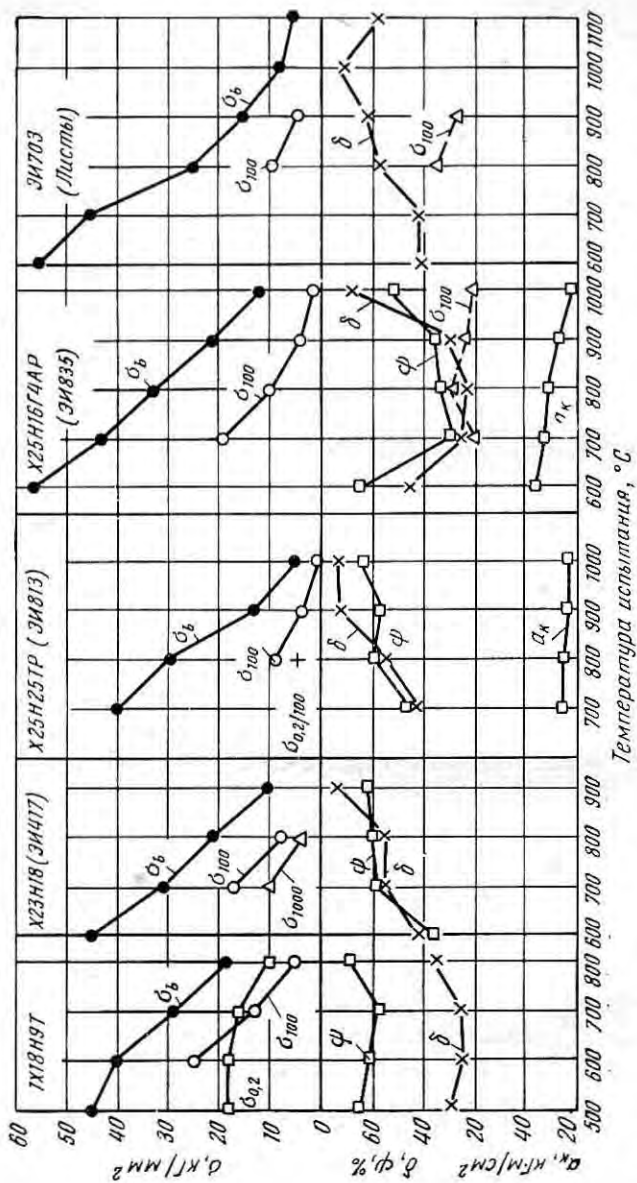


Рис. 120. Изменение свойств некоторых хромоникелевых окалистойких аустенитных сталей в зависимости от температуры испытания

сварку — постоянным током силой 50—60 а, электродами, изготовленными из основного материала с обмазкой НЖ-2.

Швы, получаемые точечной сваркой, имеют хорошее качество при давлении на электродах 800 кГ в течение 0,6 сек. Роликовую сварку рекомендуется производить при давлении 900—1000 кГ в течение 0,1—0,2 сек с паузой 0,12—0,34 сек (в зависимости от содержания титана или ниобия).

В табл. 24 приводятся данные о прочности сварных соединений стали марки ЭИ703 и сплавов ЭИ435 и ЭИ602.

ТАБЛИЦА 24. ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОМ РАЗРЫВЕ

Сплав	Толщина листа мм	Прочность соединения, кГ/мм ² *		
		точечная **	роликовая	аргоно-дуговая
ЭИ435	1,5	1300	68	70
		250	9—10	9—10
ЭИ602	1,4—1,7	1250—1600	73	80—87
		400—500	14	14
ЭИ703	1,5	1050	68—72	67—70
		480	14—17	14—17

* Температура испытания: в числителе 20° С, в знаменателе 900° С. ** При точечной сварке разрушающее усилие на точку, кГ.

Сварка стали ЭИ703 электрошлаковым методом описана в работе [143]. Сталь марки ЭИ703 применяют в двух модификациях: с ниобием или титаном. Исследования показали, что сталь с ниобием обладает более высокими механическими свойствами, чем сталь с титаном.

Данные о влиянии теплосмен на изменение размеров образцов из стали ЭИ703 были приведены на рис. 68.

В работе [143] изучали свариваемость стали ЭИ703 в толстых сечениях. Установлено, что сварные соединения вполне удовлетворительны, а их длительная прочность при 700° С составляет 75% длительной прочности основного металла.

Хромоникельмолибденовольфрамовая сталь с ниобием марки ЭП126 (ВЖ100)

Эта сталь относится к дисперсионно твердеющим, упрочнение которых достигается благодаря образованию интерметаллидных фаз типа γ'. Она имеет высокие характеристики жаропрочности до 700° С при длительном применении и до 900° С при кратковременном. Термическая обработка: закалка на воздухе с 1080—1120° С.

Сталь хорошо поддается глубокой вытяжке, хорошо сваривается аргоно-дуговым, точечным, роликовым (табл. 25) и электрошлаковым методами [144]. В некоторых случаях сталь ЭП126 используется вместо никелевого сплава ЭИ868 (ВЖ98)

ТАБЛИЦА 25. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ЭП126 И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

$t_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	σ_b кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	$\delta, \%$	σ_{-1} кг/мм ²	Длительные испытания	
					σ_{100} кг/мм ²	$\sigma_{5\%/100}$ кг/мм ²
20	80—85	37—40	50—55	—	—	—
700	50—60	22—24	—	—	28	—
800	35—40	22—24	—	21	13	—
900	22—27	14—16	—	16	5—6	>4,0
1000	12—14	6—7	—	6	—	2,4

Температура испытания $^\circ\text{C}$	Характер разрушения после сварки	
	аргоно-дуговой	роликовой
20	По переходной зоне » основному металлу » » »	По переходной зоне
800		
900		

Циклическая прочность в газовых средах изучена в работе [336] (см. стр. 630).

ОКАЛИНОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

К этой группе относятся никельхромистые сплавы (нихромы) на базе γ -твердого раствора¹ с добавками легирующих элементов (W, Mo, Al, Ti), которые повышают его термическую стойкость и сравнительно мало упрочняют за счет дисперсионного твердения. Титан и алюминий вводят в таких количествах, что они оказывают сравнительно небольшое влияние на упрочнение при старении.

Химический состав, режимы термической обработки и свойства сплавов этой группы приведены в табл. 22 и 23, а также на рис. 121.

Окалиностойкие сплавы на никелевой основе применяются при изготовлении камер сгорания и дожигания, а также деталей

¹ В никелевых системах он иногда обозначается *a*.

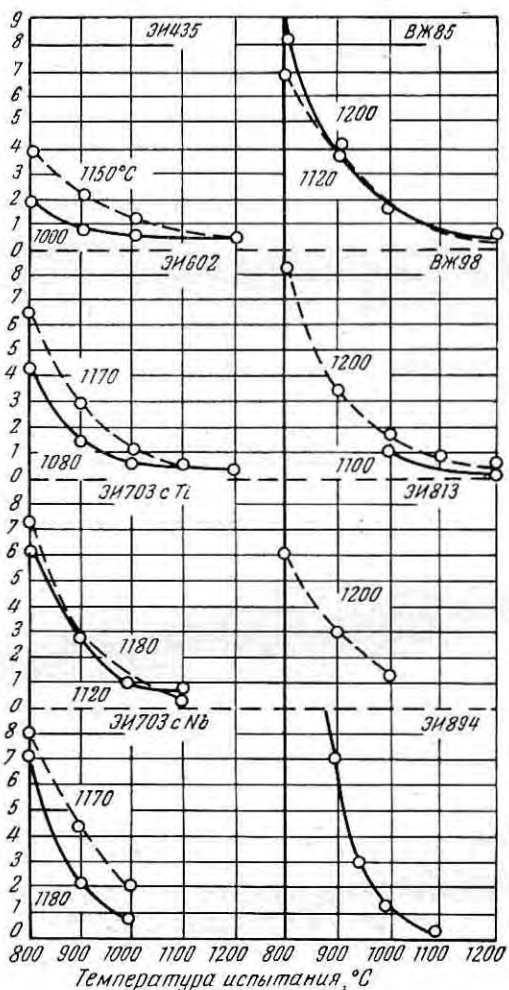


Рис. 121. Изменение пределов ползучести никрома 80-20 и других сплавов в зависимости от температуры испытания (цифры у кривых — температура закалки)

газового тракта турбинных двигателей, работающих при высоких температурах. Большинство деталей изготовляют из листов и ленты, соединяемых сваркой; некоторые детали из этих сплавов изготовляют из колец, труб, поковок и прутков.

Структура сплавов системы никель—хром

На рис. 122 приведена диаграмма бинарных сплавов системы никель—хром по данным [22].

В отличие от прежних диаграмм в приведенной на рис. 192 диаграмме показано наличие полиморфного превращения о. ц. к. решетки в г. ц. к., отсюда возникает эвтектондное превращение при 65% Cr и температуре 1180° С. β -фаза существует только при высоких температурах (выше 1180° С).

В сплавах эвтектондного состава при быстром охлаждении можно получить метастабильную фазу с тетрагональной объемноцентрированной решеткой.

Ряд исследователей [145] показал, что в области никелевого твердого раствора при ~25% Cr образуется интерметаллидное соединение типа Ni_2Cr , существование которого доказывается изменением хода кривых электросопротивления и теплоемкости в зависимости от состава.

Изучение изменений электросопротивления никель-хромистых сплавов X20H80 и X15H60 при 350—550° С [146—148] позволило установить наличие процесса внутрифазового превращения без выделения (K -состояние). При этом своеобразном локальном упорядочении наблюдается изменение микроструктуры, повышение твердости, электросопротивления и изменение теплоемкости (рис. 123). Б. Г. Лившиц считает, что по своей природе внутрифазовое превращение является диффузионным процессом.

На рис. 124 показана микроструктура сплава 80-20 в K -состоянии после различных вариантов обработки.

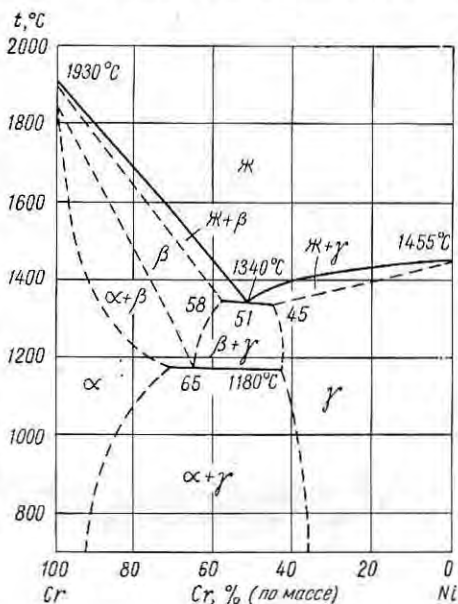


Рис. 122. Диаграмма состояния системы Ni—Cr

Б. Г. Лившиц [149, с. 171] показал, что K -состояние имеется и в других сплавах, в том числе в никельхромистом сплаве ЭИ437. Предполагается, что этот процесс в сплаве ЭИ437 при обычных

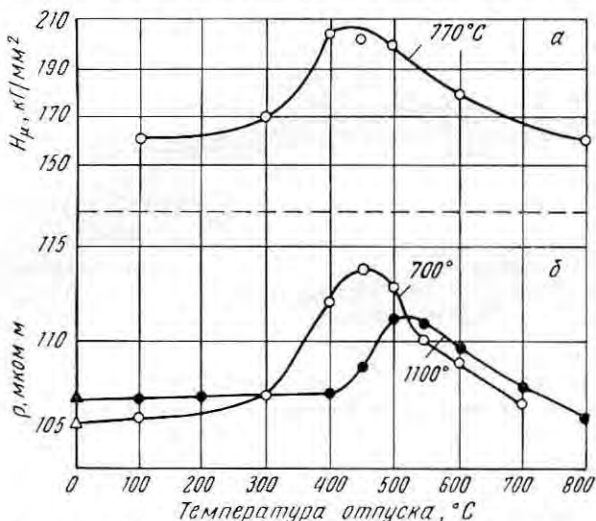


Рис. 123. Изменение удельного электросопротивления и микротвердости сплава X20H80 в зависимости от температуры и длительности отпуска:

с — 10 ч; б — 5 ч; температура закалки 770 и 1100° С

нагревах существует наряду с процессом упрочнения в результате образования интерметаллидной γ' -фазы типа $Ni_3(Ti, Al)$. Если сплав ЭИ437 подвергнуть двойному нагреву: закалке с 1100° С

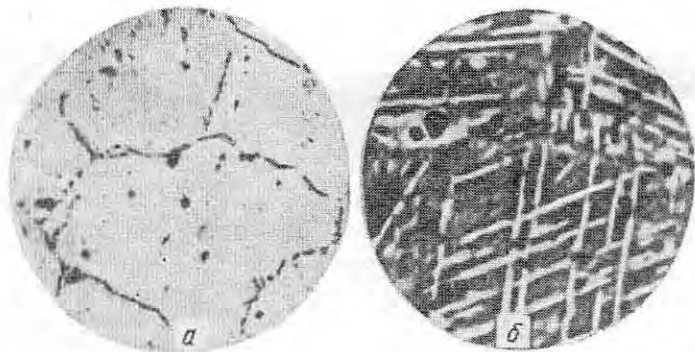


Рис. 124. Микроструктура сплава 80-20 после различной термической обработки $\times 400$:

а — закалка с 770° С; б — закалка + старение при 450° С, 0,5 ч

на воздухе и 45-ч старению при 800°C , чтобы скоагулировать γ' -фазу, то при повторном нагреве при $450\text{—}520^{\circ}\text{C}$ явно изменяются твердость, электросопротивление, теплоемкость, трение. Эти изменения связаны с K -состоянием, при котором образуются устойчивые комплексы титана и хрома вокруг атомов никеля.

Никельхромистые сплавы типа X20H80 и X15H60

Эти сплавы в основном применяют для изготовления нагревательных элементов электрических печей, для наплавки фасок и донышек клапанов авиационных моторов, для ящиков цементационных печей.

Сплавы обладают высоким сопротивлением окислению в атмосфере воздуха и высоким сопротивлением перегоранию в условиях работы нагревательных элементов.

При комнатных и высоких температурах нихромовые сплавы обладают умеренной твердостью ($150\text{—}200\text{ HB}$), прочностью ($\sigma_b = 55 \div 60\text{ кг/мм}^2$) и высокой пластичностью (см. табл. 23, а также [2, 18, 150]).

На рис. 125 показано изменение электрического сопротивления от температуры испытания при различных условиях его определения. Кривые температурной зависимости изменения электросопротивления у нихромов имеют перегиб около 500°C . Этот перегиб более резко выражен у нихромов с 20% Cr и менее резко — у ферронихромов типа X15H60. Связан со структурными изменениями, протекающими в сплавах при этих температурах.

Большое влияние на величину электросопротивления оказывает скорость охлаждения проволоки в процессе термической обработки. При медленном охлаждении или выдержке при $\sim 400\text{—}500^{\circ}\text{C}$ изменение этой характеристики достигает 12% [151]. Более стабильные значения температурного коэффициента электросопротивления в интервале от -60 до $+100^{\circ}\text{C}$ можно получить после выдержки сплавов при 400°C в течение 25 ч.

Для повышения срока службы нагревательных элементов к нихромовым сплавам добавляют небольшие количества щелочно-земельных и редкоземельных металлов.

Особо сильное влияние оказывают кальций, церий и торий (рис. 126 и 127).

Присадка магния к нихромовым и никелевым сплавам повышает срок службы проволок. Кроме того, при его добавке улучшается обработка сплавов давлением в горячем состоянии, так как магний связывает серу в тугоплавкие сульфиды.

Кальций действует более эффективно (особенно при введении 0,02—0,1%), чем магний, но хуже, чем церий.

Кальциевый нихром типа 80-20 был предложен Г. В. Акимовым и А. А. Киселевым [152] для наплавки на фаску клапанов выпуска мощных авиационных двигателей для защиты клапанов

от газовой коррозии в условиях продуктов сгорания авиационного бензина с добавками антидетонатора — тетраэтилового свинца.

Ниже приведены результаты испытаний кальциевого нихрома Х20Н80 на коррозию в расплавленной окиси свинца. Образцы

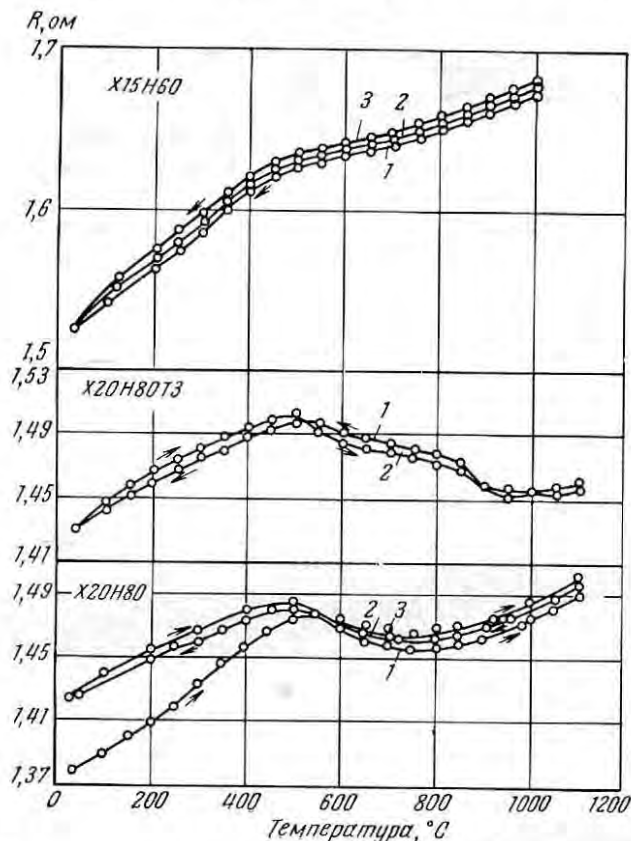


Рис. 125. Изменение удельного электросопротивления в зависимости от температуры испытания сплавов Х15Н60

(1 — охлаждение после нагрева и выдержки 1 ч при 1000° С; 2 — повторный нагрев), Х20Н80Т3 (1 — охлаждение в печи после нагрева до 1100° С; 2 — повторный нагрев) и Х20Н80 (1 — нагрев; 2 — охлаждение; 3 — повторный нагрев)

подвергали 20-кратному нагреву при 950° С по 20 мин каждый и охлаждению. После каждого нагрева образец очищали от продуктов коррозии и засыпали снова окисью свинца. Уменьшение толщины образца составляло, %:

Нихром Х20Н80 с кальцием:	
из прутка	1,2
наплавленный на сталь ЭИ69	7,4
Стеллит ВЗК, наплавленный на сталь ЭИ69	18

Стеллит ВХН2, наплавленный на сталь ЭИ69	29
Сталь марки ЭИ69	51
Сталь марки 25-20, наплавленная на ЭИ69	55

Барий и стронций оказывают менее благоприятное влияние, чем кальций, но их присадка также улучшает срок службы нихромовых проволок.

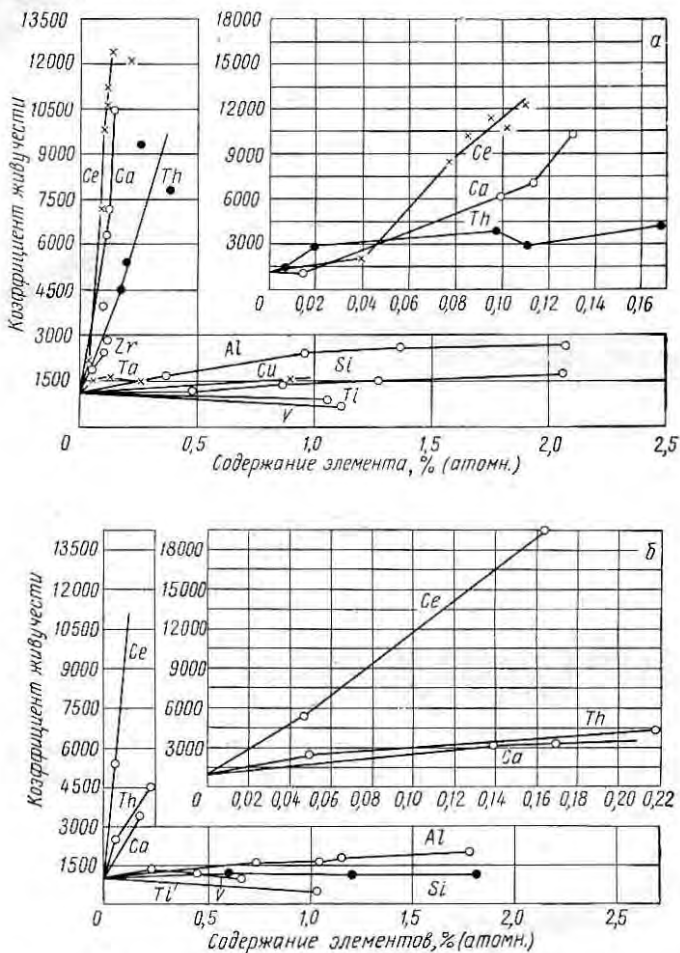


Рис. 126. Влияние присадок различных элементов на продолжительность службы нихромовых проволок из сплава 80-20 (а) и ферронихрома (б) при 1050° С и диаметре проволоки 0,4 мм. Срок службы дан в условных единицах живучести [150]

Изучение влияния малых добавок элементов редкоземельной группы показало, что особенно эффективна присадка церия, вводимая в виде мишметалла [150].

Церий вводят в количестве 0,05—0,10% в виде сплава, содержащего примерно 45% Се, 30% La, 20% Dy и 5% Tb. При введении ~0,10% Се живучесть нихромовых проволок повышается в 10 раз. Срок службы увеличивается до 800 ч по сравнению с 80—100 ч для сплава 80-20 без присадок.

Однако при введении церия необходимо учитывать его влияние на горячую обработку давлением. Количество церия и, вероятно, лантана должно быть не слишком высоким и должно сочетаться в первую очередь с необходимым их количеством для устранения вредного влияния серы. Избыток церия ухудшает ковкость.

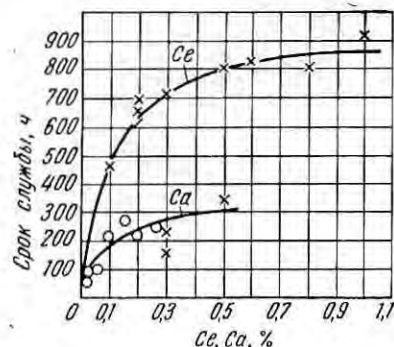


Рис. 127. Влияние кальция и церия на продолжительность службы нихромов при 1050°С

Торий и тантал оказывают положительное влияние на срок службы нихромов, а ванадий — отрицательное.

Бериллий практически не способствует увеличению срока службы деталей. Присадка его приводит к разрушению по границам зерен.

Исследованиями автора установлено, что добавка бериллия к хромоникелевым сталям улучшает их жаростойкость при повышенных температурах вследствие образования на поверхности прочной и тугоплавкой пленки окислов. Однако легкоплавкость бериллиевых эвтектик (при 1150°С) ограничивает его применение в качестве жаростойкого легирующего элемента.

Наряду с повышением срока службы при введении указанных добавок наблюдаются значительные изменения окисленной поверхности. Черный окисел, наблюдаемый у хромоникелевых сплавов, становится зеленым или частично желто-зеленым. Окисел у железохромоалюминиевых сплавов при введении указанных добавок становится более светлым. Кроме того, наблюдается лучшее приставание окалины к металлу сплава 80-20.

Никельхромистый сплав ХН78Т (ЭИ435)

Этот сплав представляет нихром типа 80-20 с очень небольшими присадками титана (0,15—0,35%) и алюминия (0,15%). Используют его в качестве окалиностойкого материала для камер сгорания литых и кованных сопловых лопаток и сварных колец газотурбинных двигателей, работающих на авиационном топливе [4]. В термически обработанном состоянии (закалка с 1000°С на воздухе) сплав ЭИ435 хорошо поддается глубокой вытяжке.

При комнатной температуре сплав имеет несколько повышенную прочность ($\sigma_b = 70 \text{ кг/мм}^2$) по сравнению с аустенитными сталями типа 25-20, 18-8 Ti, 18-8 Nb и достаточно высокую пластич-

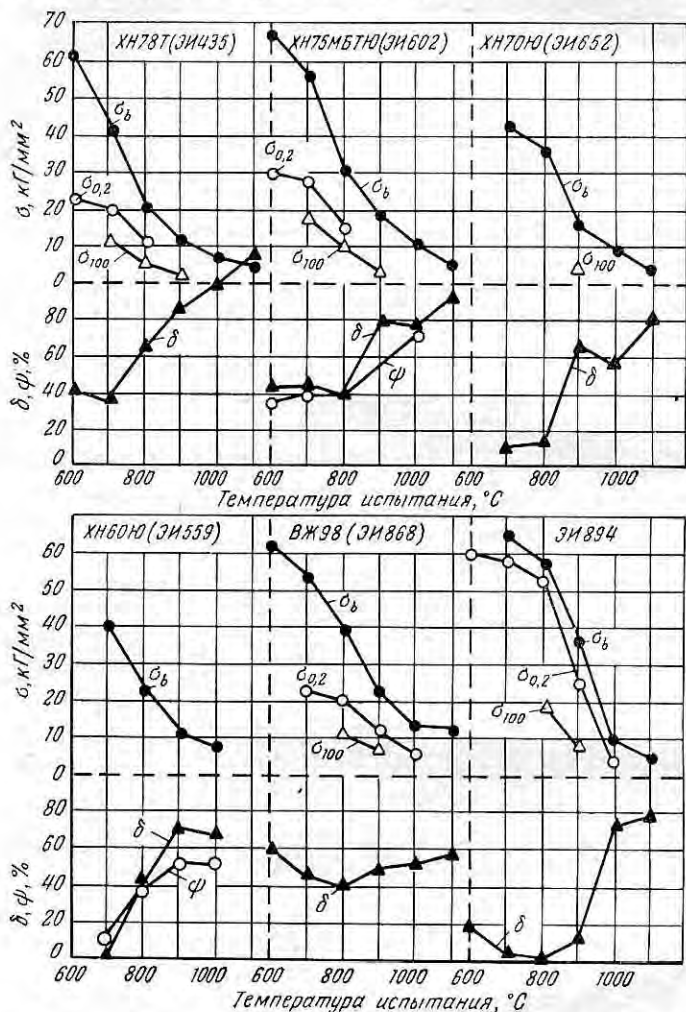


Рис. 128. Изменение механических свойств сплавов ЭИ435, ЭИ602, ЭИ652, ЭИ559, ЭИ868 и ЭИ894 в зависимости от температуры испытания

ность (δ и $\psi = 50\%$). При высоких температурах свойства его близки к свойствам хромоникелевых сталей указанных марок (рис. 128 и 129).

При небольших напряжениях сплав хорошо сопротивляется механическим нагрузкам до 1000°C . При более высоких темпера-

турах и повышенных нагрузках наблюдается усиленное межкристаллитное окисление. Поэтому для работы при температурах выше 1000°C необходимо определять минимально допустимое напряжение, не вызывающее усиленного окисления по границам зерен [153].

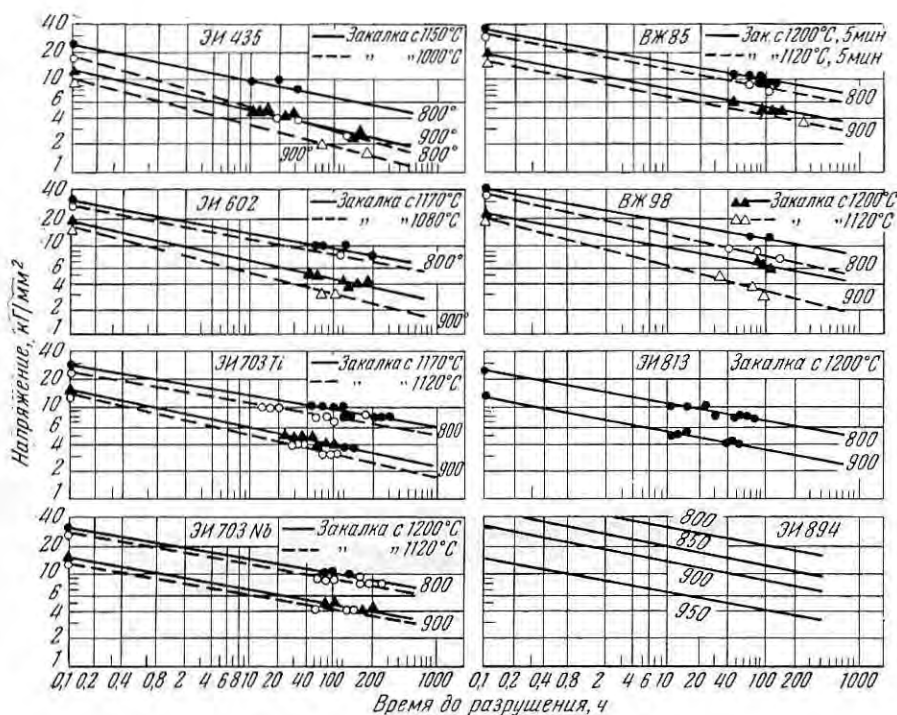


Рис. 129. Длительная прочность сплавов ЭИ435, ЭИ602, ЭИ703, ВЖ85, ВЖ98, ЭИ813 и ЭИ894 при высоких температурах

Длительная прочность сплава ЭИ435 зависит от режима термической обработки, что хорошо видно из рис. 130.

Стойкость до разрушения сплава ЭИ435 при 800°C и напряжении 8 кГ/мм^2 с повышением температуры закалки увеличивается, а пластичность уменьшается. Повышение температуры закалки неблагоприятно сказывается на стойкости сплава против теплосмен.

Следует отметить, что сплав ЭИ435 имеет сравнительно невысокий коэффициент линейного расширения и низкую теплопроводность, повышающуюся с температурой. Это определяет стойкость деталей против изменения размеров при действии теплосмен (см. рис. 63—66) [154].

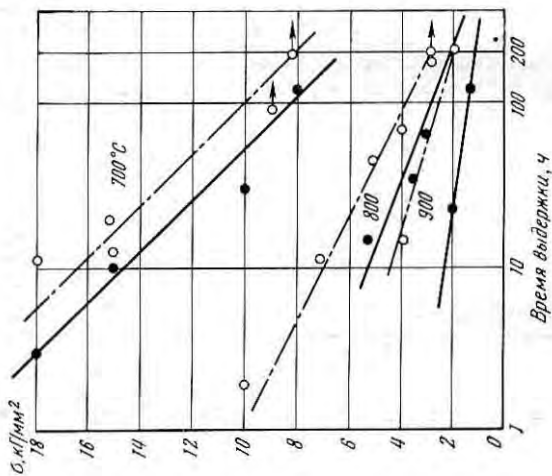


Рис. 130. Влияние температуры закалки на длительную прочность сплава ЗИ435:
 - - - - - закалка с 1080° С, 18 ч + 700° С, 16 ч;
 ———— нормализация при 990° С, выдержка 10 мин.

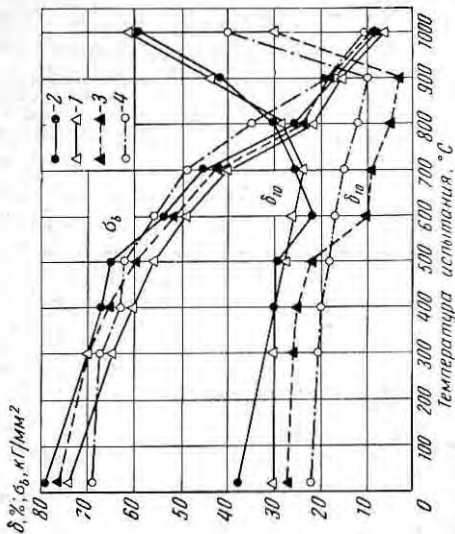


Рис. 131. Изменение механических свойств образцов сплава ЗИ435 и сварных соединений в зависимости от температуры испытания после различной обработки:

1 — закалка с 1050° С в воде и отпуск при 700° С 16 ч;
 2 — нормализация при 900° С, 15 мин; 3 — ролковая сварка; 4 — атомно-водородная сварка

Сплав ЭИ435 хорошо сваривается различными видами сварки и имеет высокие механические свойства в сварных соединениях (рис. 131). Сварка нихрома 80-20 больших сечений рассмотрена в работе [155].

Сплав можно ковать в интервале 1180—1200° С, оканчивая ковку не ниже 1050° С. Максимальная технологическая пластичность наблюдается при 1050—1150° С [137, с. 255].

Сплав ЭИ435 хорошо отливается методом точного литья и в этом состоянии в Англии его применяли для изготовления сопловых лопаток, работающих до 800° С.

Электролитическая полировка деталей камеры сгорания, изготовленных из сплава ЭИ435, согласно данным Л. Н. Газезьяна, оказалась весьма полезной, так как при этом сильно повысилась термическая стойкость и увеличился срок службы. Образцы, вырезанные из сплава ЭИ435 в состоянии поставки (травленные), при испытании на термостойкость при градиенте температур 800—100° С выдержали 133 цикла до появления первой трещины, тогда как образцы после электрохимической обработки — 200 циклов.

Аналогичное влияние (по данным Ю. А. Яковлева) оказывает эмалирование деталей камер сгорания.

В работе Д. Я. Вишнякова и Б. Ф. Масленникова [156] подробно изучена рекристаллизация сплава ЭИ435. При температурах отжига (1000—1050° С) обнаружены два максимума роста зерна: при 0,5—5,0%-ных обжатиях и при больших деформациях (25—60%). Рекристаллизация начинается при 700° С.

Никельхромжелезный сплав типа 75-15-7 (ЭИ418)

Сплав типа 75-15-7 в зарубежной практике получил широкое применение в качестве окалиностойкого материала и в США назван инконель. В СССР он известен под маркой ЭИ418; несмотря на возможность изготовления его на феррохроме и хорошую

ТАБЛИЦА 26. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СПЛАВА ТИПА 75-15-7

Материал	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	НВ
Пруток (горячекатаный) или поковка	56—66	17—28	50—30	130—170
Листы (отожженные)	55—66	17—28	50—30	130—150
Лист (холоднокатаный)	88—105	63—85	15—2	220—250
Лента (холоднокатаная и отожженная) . .	55—66	17—28	50—30	130—150
Лента (холоднокатаная)	110—115	—	10—2	220—250
Литье	47—51	28—31	15—10	150—170

технологичность, он не получил большого применения. Сплав типа 75-15-7 при комнатной температуре имеет примерно такие же механические свойства, как и сталь 18-8 или нихром 80-20 (табл. 26).

Холоднокатанный материал подвергают отжигу при 760—980° С в зависимости от предшествующей обработки (степени обжатия).

На рис. 132 показано изменение механических свойств и длительной прочности сплава инконель при высоких температурах.

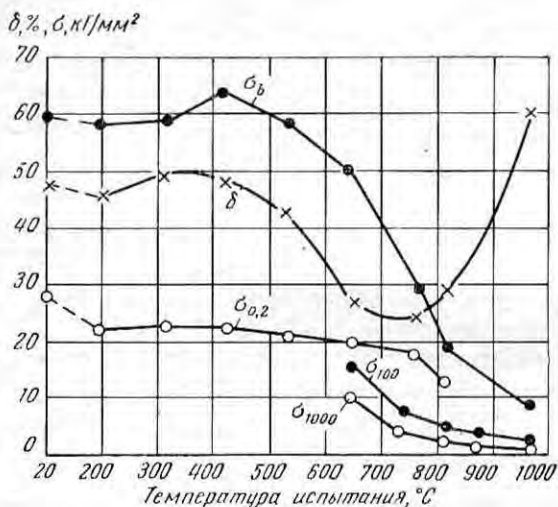


Рис. 132. Изменение механических свойств и длительной прочности сплава инконель в зависимости от температуры испытания

Сплав обладает свойствами, очень близкими к свойствам сплава ЭИ435, и его можно выплавлять на феррохроме, что позволит сэкономить дорогостоящий металлический хром.

Сплав ЭИ602 *

Сплав применяют для изготовления напряженных деталей камер сгорания газотурбинных двигателей [4, 18]. Он имеет повышенную жаропрочность по сравнению со сплавом ЭИ435.

Сплав представляет легированный твердый раствор, не склонный к дисперсионному твердению. При комнатной температуре имеет повышенную прочность и высокую пластичность, хорошо высаживается, штампуется в холодном состоянии и сваривается точечной, роликовой и аргоно-дуговой сваркой.

В одинаковых условиях применения — в камерах сгорания — сплав ЭИ602 показал лучшую стойкость против растрескивания

* Сплав предложен Т. М. Федоровой, Л. Н. Газезьяном и автором.

и коробления по сравнению со сплавом ЭИ435; в отношении стойкости против теплосмен он близок к сплаву ЭИ435 (табл. 27).

ТАБЛИЦА 27. ТЕРМОСТОЙКОСТЬ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Сплав	Режим испытания $T_{\text{мин}} - T_{\text{раб}} - T_{\text{мин}}$	Число циклов до разрушения
ЭИ602	200—900—200	170—218
	450—900—450	280—460
ЭИ835	200—900—200	44—60
	450—900—450	125—150
ВЖ98	200—900—200	42—94
	450—900—450	320—468

По окалиностойкости сплав ЭИ602 несколько уступает сплаву ЭИ435, но эта разница сказывается в эксплуатации при очень высоких температурах. Параметры деформации в горячем состоянии указаны в работе [137, с. 255].

Алитирование повышает окалиностойкость сплава ЭИ602, и этот метод обработки иногда применяют.

Никельхромоалюминиевые сплавы типа 70-27-3

На рис. 133 показано изменение свойств некоторых никелевых сплавов с содержанием 2—4% Al при 26—30% Cr, изученных М. Я. Львовским и Т. П. Байковой. Эти данные показывают, что алюминий несколько упрочняет сплав при комнатной и умеренных температурах (до 900° С), но одновременно снижает пластичность при 800° С. При более высокой температуре он практически не оказывает влияния на жаропрочность. Стойкость до разрушения при испытании на длительную прочность при 800° С

ТАБЛИЦА 28. ОКАЛИНОСТОЙКОСТЬ ХРОМНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ
С 20—33% Cr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ АЛЮМИНИЯ

Содержание хрома, %	Привес, г/(м ² ·ч), при содержании алюминия, %			
	3	4	5	6
20	0,98	0,35	0,43	0,626
24	0,47	—	0,32	0,59
27	—	0,24	0,43	0,40
30	0,37	0,33	—	—
33	0,42	—	—	—

и напряжении 10 кг/мм^2 несколько возрастает с повышением содержания алюминия, а с увеличением содержания хрома уменьшается. Окалиностойкость при 1250°C тем больше, чем выше содержание алюминия.

В никелевых сплавах с 20—30% Cr, 3—6% Al и добавкой 20% Fe при увеличении содержания алюминия прочностные характеристики при комнатной температуре возрастают, а при высоких температурах (800 и 900°C) почти не изменяются. Время до разрушения при испытании сплавов при 800°C и $\sigma = 10 \text{ кг/мм}^2$ с увеличением содержания алюминия уменьшается, за исключением сплава с 20% Cr.

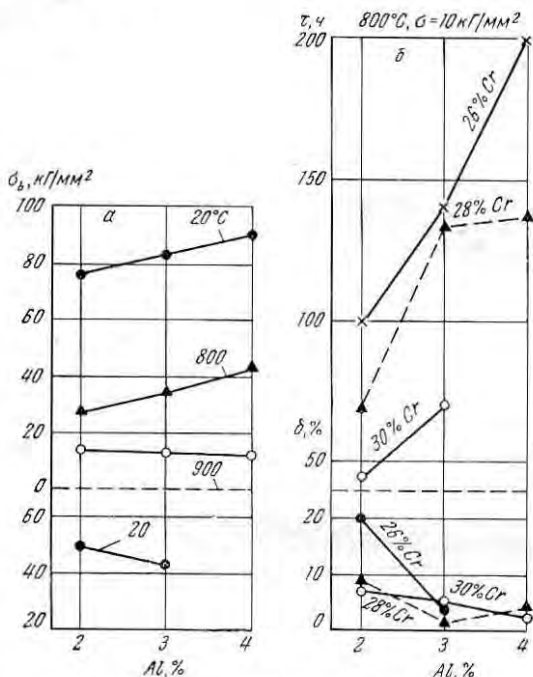


Рис. 133. Изменение свойств нихромовых сплавов с 26—30% Cr и различным содержанием алюминия:

а — кратковременные испытания; б — длительная прочность

Алюминий в количестве 3—5% при 20—33% Cr повышает окалиностойкость при 1250°C и длительности испытания 100 ч (табл. 28).

Сплав ХН70Ю (ЭИ652)

Благодаря высокому содержанию хрома (27%) и алюминия (3%), которые сильно повышают окалиностойкость, сплав можно применять для изготовления надставок карманов смесителей коль-

цевых камер сгорания, работающих до 1150—1200° С [18, 157—159].

При комнатной температуре сплав имеет высокую прочность ($\sigma_b = 90 \text{ кг/мм}^2$) и пониженную пластичность ($\delta = 35\%$), а поэтому трудно обрабатывается давлением. При охлаждении горячекатаного листа в воде или в разброс на воздухе пластичность увеличивается [160]. При медленном охлаждении (700—600° С) выделяется фаза Ni_3Al .

При 700 и 800° С пластические свойства сплава ЭИ652 сильно снижаются (см. рис. 128).

По жаропрочности при 900° С сплав ЭИ652 близок к сплаву ЭИ602. По стойкости против теплосмен сплав ЭИ602 — один из лучших. Однако в связи с тем, что при 700—800° С сплав ЭИ652 имеет пониженную пластичность, его нельзя рекомендовать для деталей, работающих в этом интервале температур.

Сплав сваривается с трудом; требуется подбирать специальные режимы с тем, чтобы прочность сварного соединения была высокой.

После аргоно-дуговой сварки прочность образцов ~ 65 — 75 кг/мм^2 , а после роликовой сварки электросопротивлением 80 кг/мм^2 . По сравнению с основным металлом в первом случае снижение прочности сварного шва составляет $\sim 20\%$, во втором 3%.

Несмотря на высокую окалиностойкость и термическую стойкость, сплав ЭИ652 широкого распространения не получил. Этот сплав рекомендован А. П. Бояриновой [158] для использования его в качестве материала высокого омического сопротивления для нагревателей. Окалиностойкость сплава исследована в работе [159].

Никельхроможелезный сплав ЭИ559А *

Сплав предназначается для деталей, от которых требуется высокая окалиностойкость (жаровые трубы, муфели). Сплав относится к гомогенным и по свойствам близок к хромоникелевым сталям аустенитного класса [18, 159]. Он охрупчивается при 700° С, но при 800° С становится достаточно пластичным, хорошо сваривается всеми видами сварки с применением присадочной проволоки того же состава (см. рис. 128).

Никельхромтитановый сплав ЭИ442

В литом состоянии этот сплав одно время применяли для наплавки фасок выпускных клапанов поршневых двигателей, изготавливаемых из стали 4Х14Н14В2М (ЭИ69). Такие клапаны вполне удовлетворительно работали [2].

* Сплав предложен ЦНИИЧМ.

Сплав ЭИ442 используется для изготовления деталей высокоокалиностойкой аппаратуры.

По свойствам сплав близок к нихромам типа 80-20, но имеет несколько повышенные жаропрочность при 700—900° С и прочность при комнатной температуре.

Никельхромовольфрамовый сплав типа 60-25-14 (ВЖ98, ЭИ868) *

Введение вольфрама в нихромовый сплав с 24% Сг повышает его механические свойства при высоких температурах (рис. 134). Сплав относится к гомогенным на основе γ -твердого раствора, обладает хорошими технологическими свойствами и достаточно высокой окалиностойко-

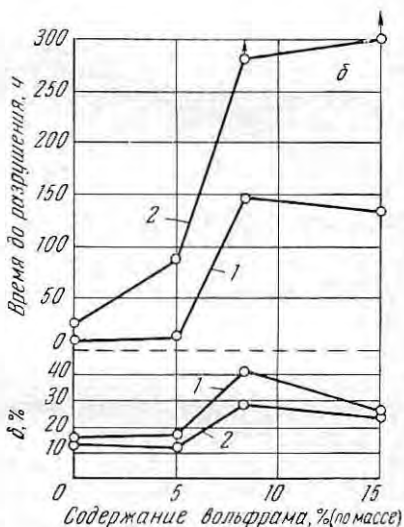
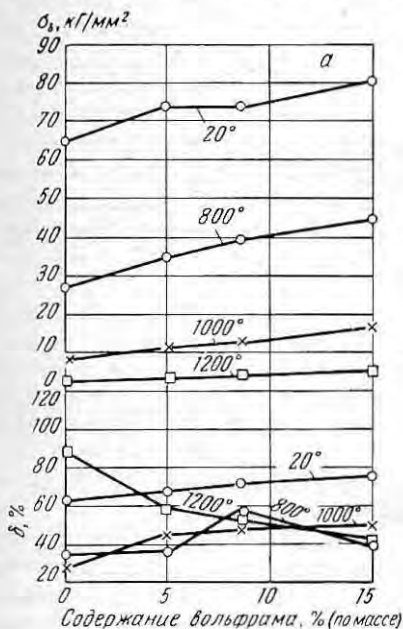


Рис. 134. Влияние вольфрама на изменение механических свойств никельхромистых сплавов (24% Сг) (а) и длительной прочности (б) при различных температурах:

1 — при 800° С, $\sigma = 10$ кг/мм²; 2 — при 900° С, $\sigma = 4$ кг/мм²

стью. Он хорошо штампуются и, что очень важно, хорошо сваривается (табл. 29).

Сплав применяется для изделий, работающих при высоких температурах и небольших нагрузках, но несколько более высо-

* Сплав предложен М. Я. Львовским, Т. П. Байковой, Ф. Ф. Химушиным и Г. Е. Москаленко.

ТАБЛИЦА 29. ПРОЧНОСТЬ, $кг/мм^2$, СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
СТАЛИ ЭИ868 ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ¹

Температура испытания °С	Старение после сварки			Старение до сварки	
	аргоно- дуговой	роликовой	точечной ²	аргоно- дуговой	роликовой
20	105	90	895	90	—
800	52—55	31—36	325—480	31—34	19—24
900	32—36	28—30	325—480	31—34	19—24

¹ Режим старения: 800°С, 2 ч, охлаждение на воздухе. ² При точечной сварке — разрушающее усилие на точку, $кг$.

ких, чем изделия из сплавов марок ЭИ435 и ЭИ602. Сплав ЭИ868 также используют в виде сварочной проволоки.

Свойства и эксплуатационные качества зависят от режима термической обработки. С повышением температуры закалки уменьшаются прочностные свойства при комнатной температуре и увеличивается пластичность. Прочность при 800 и 1000°С несколько увеличивается, а пластичность уменьшается. На термической стойкости сплава ЭИ868 изменение температуры закалки сказывается незначительно (см. рис. 68). Сплав обладает высокой термической стойкостью.

Нихромы типа 50-50 и 40-60

Эти сплавы используют в деформированном (50-50) и литом (40-60) состояниях для работы при высоких температурах в условиях действия продуктов сгорания топлива, содержащего соединения ванадия, серы и натриевые соли. Предполагается, что сплавы этого типа найдут весьма широкое применение для пароперегревателей, подвесок котлов, рекуператоров и др.

В закаленном состоянии сплав имеет двухфазную структуру, состоящую из смеси α - и γ -твердых растворов. Сплав склонен к небольшому упрочнению при старении за счет выделения обогащенных хромом частиц α -твердого раствора.

В табл. 30 приведены механические свойства нихрома 50-50, содержащего 0,07% С, 0,03% Мп, 0,70% Al, 0,60% Ti, 0,40% Zr, 0,040% N, после различных вариантов термической обработки.

ТАБЛИЦА 30. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НИХРОМА ТИПА 50-50

Обра- зец	Состояние	σ_b $кг/мм^2$	$\sigma_{0,2}$ $кг/мм^2$	δ , %	ψ , %	HRC
1	После прокатки	125	90	10	16	42
2	982°С, 1 ч, масло	110	75	15	26	35
3	1093°С, 1 ч, »	100	65	7,3	10	35
4	1204°С, 1 ч, »	92	55	10	15	30

Сплав имеет пониженную ударную вязкость, которая для образца с V-образным надрезом при комнатных температурах колеблется от 0,28 кг·м в горячекатаном состоянии до 0,76 кг·м после горячей прокатки и закалки с 980° С в масле с выдержкой 1 ч.

Сплав выплавляют в вакуумных печах, а также в открытых печах с разливкой в атмосфере аргона.

Длительная прочность нихрома типа 50-50 при температурах 980 и 1090° С приведена на рис. 135.

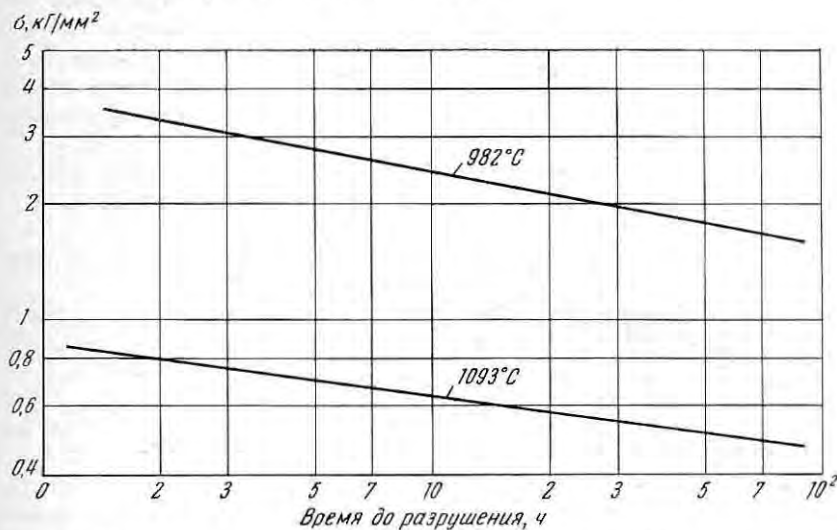


Рис. 135. Длительная прочность нихромового сплава типа 50-50 при 980 и 1090° С

В США [161] разработан сплав на основе никеля с высоким содержанием хрома: 54Ni-39Cr-4Mo-2Ti-1Al. Его можно катать, протягивать и штамповать при комнатной температуре.

Сплав изготовлен по запатентованной металлургической технологии. Предел прочности при растяжении 260 кг/мм² может быть повышен термической обработкой. Предел текучести 140—190 кг/мм² при 20° С и 85 кг/мм² при 760° С.

По коррозионной стойкости сплав превосходит нержавеющую сталь и кобальтохромовые сплавы. Результаты коррозионных испытаний [изменение массы в мг/(мм²·ч)] следующие (агрессивная среда при 100° С):

50%-ная соляная кислота	0,01
10%-ное хлорное железо	0,0042
50%-ная серная кислота	0,08

СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

К этой группе относятся хромоникелевые стали типа 14-14 и 14-18 с присадкой небольших количеств титана, ниобия, молибдена, вольфрама и бора при малом содержании углерода. Раздельная или чаще всего совместная присадка указанных элементов к хромоникелевым аустенитным сталям повышает характеристики их прочности в области высоких температур при одновременном сохранении пластичности.

Эти стали используют главным образом в котлотурбостроении (при высоких параметрах пара) и в отдельных случаях в газотурбостроении (табл. 22, 23).

Свойства сталей описаны в работах [17, 12, 16] и даны на рис. 5—7, а также в табл. 31 и 32.

В работе [162] изучали изменение механических свойств сталей повышенной жаропрочности марок ЭИ695, ЭИ695Р, ЭИ257Т, 1Х18Н12Т, Х18Н12М2Т, ЭИ773 после различных сроков эксплуатации при температурах 600—730° С и давлении 220—250 ат (40% времени службы), 280—300 ат (50%) и 250—280 ат (10% времени службы).

Установлено, что в процессе эксплуатации змеевиков из указанных сталей их свойства, фазовый состав и структура, а также склонность к межкристаллитной коррозии меняются. Перед испытанием все стали не имели склонности к межкристаллитной коррозии. Образцы из стали 1Х18Н12Т после эксплуатации в течение 4000 и 6708 ч обнаружили склонность к межкристаллитной коррозии и при испытании по методу А2 (ГОСТ 6032—58) полностью разрушились.

Аналогичные результаты получены на образцах стали 1Х14Н16Б.

Сталь 1Х16Н13Б (ЭИ724)

Эта сталь имеет пониженное содержание хрома и повышенные пределы содержания никеля при соотношении $\frac{Nb}{C} \geq 10$ [12]. Вследствие этого сталь ЭИ724 хорошо прошивается при изготовлении цельнотянутых труб, менее склонна к образованию σ -фазы и охрупчиванию при длительном нагреве в интервале умеренных температур.

После длительного нагрева при 600—700° С сталь сохраняет высокие прочностные свойства, ударную вязкость и пластичность. Сталь не склонна к межкристаллитной коррозии и длительное

Т А Б Л И Ц А 31. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, И ПРИМЕНЕНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ
ПОВЫШЕННОЙ ЖАРОПРОЧНОСТИ

Марка стали по ГОСТ 5632-61 (в скобках — заводская)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Назначение
1X14H16B (ЭИ694)	0,7—0,12	≤0,60	1,0—2,0	13—15	14—17	0,9—1,3 Nb	Трубы пароперегревателей и паропроводов установок сверхвысокого давления, работающие при температурах до 650°С
X16H13B (ЭИ724)	≤0,09	≤0,80	1,0—1,5	15—17	12—14	0,9—1,2 Nb	То же
1X14H16BР (ЭИ694Р)	0,07—0,12	≤0,60	1,0—2,0	13—15	14—17	0,9—1,3 Nb; 0,005 В*; 0,02 Сe*	Жаропрочные детали паровых установок высокого давления
1X16H13M2B (ЭИ680)	0,06—0,12	≤0,80	≤1,0	15—17	12,5—14,5	2,0—2,5 Мо; 0,9—1,3 Nb	Поковки для дисков и роторов, лопатки, болты, работающие при 600°С
1X14H18B2B (ЭИ695)	0,07—0,12	≤0,60	1,0—2,0	13—15	18—20	2,0—2,75 W; 0,9—1,3 Nb	Трубы пароперегревателей и трубопроводы установок сверхвысокого давления, работающие при 700°С, листовой прокат
1X14H18B2BР (ЭИ695Р)	0,07—0,12	≤0,60	1,0—2,0	13—15	18—20	2,0—2,75 W; 0,9—1,3 Nb; 0,005 В*; 0,02 Сe*; 0,5—0,8 В; Nb≥8ХС, но меньше 1,2	То же
X18H12BР1 (ЭП381)	0,08	0,80	1,0—2,0	17—19	11—13		Жаропрочные сварные детали и изделия
1X14H18B2BР1 (ЭИ726)	0,07—0,12	≤0,60	1,0—2,0	13—15	18—20	2,0—2,75 W; 0,9—1,3 Nb; 0,025 В*; 0,02 Сe*	Роторы, диски и лопатки турбин, работающие при 650—700°С

Марка стали по ГОСТ 5632-61 (в скобках — заводская)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Назначение
(ЭИ395)	≤0,12	0,5—1,0	1,0—2,0	15—17,5	24—27	5,5—7,0 Mo; 0,1—0,2 N	Сварные роторы газозовых турбин, турбокомпрессоры, детали крепления
1X14N14B2M (ЭИ257)	≤0,15	≤0,80	≤0,7	13—15	13—15	2,0—2,75 W; 0,45—0,60 Mo	Трубы пароперегревателей котлотурбинных установок
1X14N14B2MT (ЭИ257Т)	≤0,15	≤0,80	≤0,7	13—15	13—15	2,0—2,75 W; 0,45—0,60 Mo; ~0,5 Ti	То же
ЭИ434 (ХН10К)	0,32—0,42	0,5—1,2	0,5—1,2	12—14	11,5—13,5	2,5—3,5 W; 1,8—1,4 Mo; 1,0—1,5 Nb; 0,06—0,20 Ti; 0,05—0,2 V	Турбинные диски
1X16N16MB2BR (ЭП184)	0,06—0,11	≤0,8	≤0,6	15—17	15—17	0,4—0,9 Mo; 2,0—3,0 W; 0,6—1,0 Nb; 0,005 B	Трубы пароперегревателей
1X16N14B2BR (ЭП17)	0,06—0,11	≤0,6	1—2	15—17	13—15	2,0—2,75 W; 0,9—1,3 Nb; 0,005 B	То же

* Содержание бора и церия расчетное.

ТАБЛИЦА 32. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РЕЖИМЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ЖАРОПРОЧНОСТИ

Марка стали по ГОСТ 5632-61 (в скобках — заводская)	Термическая обработка	НВ	σ_b кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ , %	ψ , %	$\frac{a_k}{kT}$ кг·м/см ²
1X14N16B (ЭИ694)	—	—	(52)	(21)	(40)	(65)	(10)
1X16N13M2B (ЭИ680, ЭИ405)	Закалка с 1110—1130° С, воз- дух (сорт) I. Закалка с 1050—1150° С, воздух (пруток)	—	(56)	(22)	(40)	(50)	(12)

1X16Н13М2Б (ЭИ680, ЭИ405)	II. Закалка с 1100—1130° С, вода или воздух + старение при 750° С (поковки) Закалка с 1140—1160° С, вода (трубы) Закалка с 1140—1160° С, воздух или вода (трубы паропроводные)	143—179	(55) 56—65	(24) 25—29	(30 и 40) 30—48	(50 и 35) 35—54	(6—8) 10—12
1X14Н18В2Б (ЭИ695)	—	—	(55) 59	(22) 26	(35) 45	— 70	— 23
1X14Н18В2БР (ЭИ695Р)	—	—	(55) 55	(22) 22	(35) 53	— 68	— 21—29
1X14Н18В2БР1 (ЭИ726)	I. Закалка с 1130—1170° С, I ч, воздух II. То же + 750° С, 5 или 25 ч, воздух (сорт) III. То же (поковки ротора)	—	(52)	(22)	(30)	(44)	(12)
ЭИ395	I. Закалка с 1160—1180° С, вода, старение при 700° С, 50 ч + 800° С, 10 ч II. Полугорячий наклеп + отпуск 700° С Закалка с 1100° С, воздух (прутки)	321—241	(50) (84)	(22) (63)	(25) 12	(30) —	(5) —
1X14Н14В2М (ЭИ257)	—	321—241	90	63—70	12—20	30—45	—
1X14Н14В2МТ (ЭИ257Т)	I. Закалка с 1100° С, 2 ч воздух II. То же + старение при 850° С, 10 ч	—	57	22,8	67,7	62,8	34,0
ЭИ434 (ХН10К)	Без термической обработки	≤180	58,9	28,1	51,2	74,1	24,1
1X16Н14В2БР (ЭП17)	Закалка с 1050—1100° С, вода (трубы) I. Трубная заготовка. Закалка с 1100° С, выдержка 1 мин на 1 мм толщины, вода II. Бесшовные трубы. Закалка с 1050—1100° С, вода или 1100 ⁺⁵⁰ ° С, 20 мин, вода	≤200	60,9	34,3	41,7	69,8	26,3
Х16Н16МВ2БР (ЭП184)	—	—	(65) 52	(38) 22	(8) 38	(10) 50	— 14
	—	—	(53)	(22)	(38)	(50)	(14)
	—	≤200	(53)	(24)	(38)	(50)	(14)

Примечание. В скобках приведены механические свойства по ТУ.

пребывание в условиях воздействия паровой среды не сказывается на ходе кривой длительной прочности.

Механические свойства стали ЭИ724 при комнатной и высоких температурах примерно такие же, как стали 1X18Н9Т.

Сталь типа 1X14Н16Б (ЭИ694)

Эта сталь предназначена для тех же целей, что и сталь марки ЭИ724, и отличается от нее пониженным содержанием хрома и повышенным содержанием никеля.

Отмечается [17, 12], что сталь ЭИ694 не склонна к тепловой хрупкости и после 5000-ч нагрева при 600—700° С имеет ударную вязкость 13—14 кг·м/см².

По механическим свойствам при комнатных и высоких температурах (см. рис. 5, 6, 136, 137, табл. 32) эта сталь равноценна стали 1X14Н14В2М (ЭИ257) и несколько уступает этой марке с титаном. В условиях длительного разрыва сталь Х14Н16Б сохраняет высокие пластические свойства (табл. 33).

ТАБЛИЦА 33. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ЭИ694 * ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ

Условия испытания на ползучесть			σ_s кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k^{**} кг·м/см ²
t , °С	σ кг/мм ²	t , ч					
			25,4	57,5	50,9	72,6	21,0
600	10	2478	22,5	57,0	49,0	68,9	13,3
600	12	2698	24,4	60,1	48,0	67,9	11,0
650	8	2271	23,8	57,7	51,3	68,2	11,0
650	10	1857	24,4	60,8	42,7	66,0	20,2

* Состав стали: 0,09% С, 0,36% Si, 1,53% Mn, 14,5% Cr, 15,2% Ni, 0,98% Nb.
** Ударную вязкость определяли на образцах диаметром 10 мм с круговым надрезом глубиной 1 мм.

Механические свойства после испытания на ползучесть определяли при 20° С на образцах, закаленных с 1140—1160° С в воде [12].

Сталь после 1000-ч выдержки нечувствительна к межкристаллитной коррозии при испытании ее по методам А1 и А2.

Сталь Х14Н16БР (ЭИ694Р)

Эта сталь [17] отличается от стали ЭИ694 тем, что содержит бор, повышающий жаропрочность (см. рис. 5—7, 118).

Влияние малых добавок бора, циркония, кальция, церия и бария с алюминием на длительную прочность стали Х14Н16Б

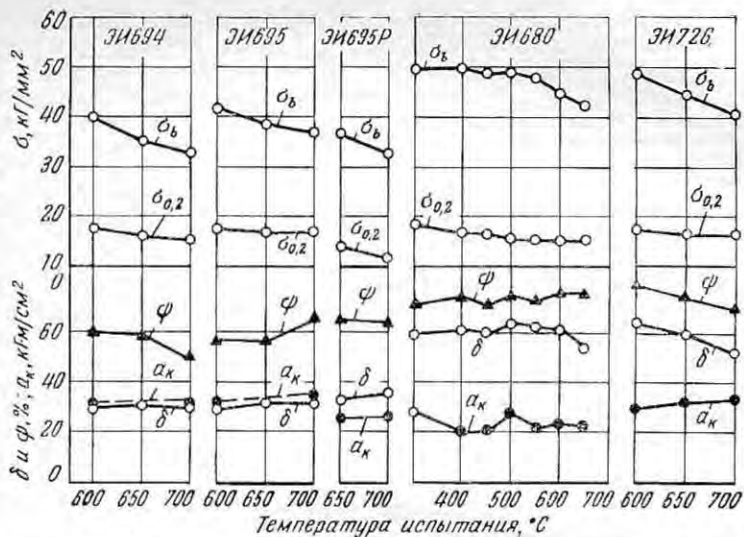


Рис. 136. Изменение механических свойств сталей в зависимости от температуры испытания

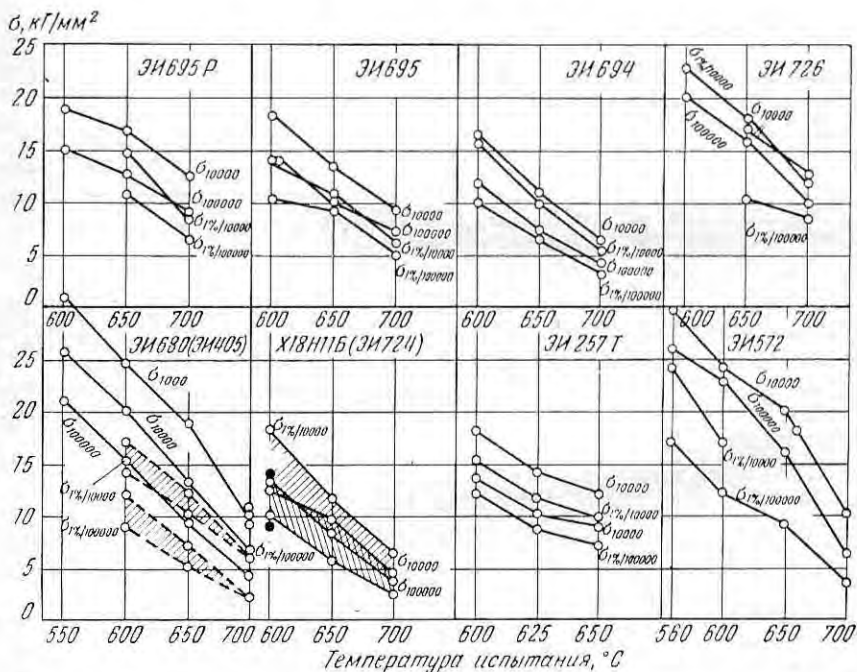


Рис. 137. Изменение пределов длительной прочности и ползучести сталей в зависимости от температуры испытания

(ЭИ694) показано на рис. 118. Как видно из рисунка, присадка бора и циркония около 0,06% каждого оказывает весьма сильное влияние на жаропрочность.

Сталь X14N18B2B (ЭИ695)

Эта сталь предназначена для пароперегревателей и трубопроводов силовых установок, работающих длительное время при 650—700° С [17, 12, 61, 162].

При длительном нагреве сталь X14N18B2B достаточно структурно устойчива и имеет высокую пластичность. После термической обработки, состоящей из закалки с 1150° С на воздухе или в воде, сталь обладает умеренной прочностью и высокой пластичностью (см. рис. 5—7, 136, 137). Благодаря присадке ниобия она нечувствительна к межкристаллитной коррозии.

Сталь X14N18B2BP (ЭИ695P)

Добавка бора к стали марки ЭИ695 повышает 1000-ч длительную прочность при 700° С примерно на 2—3 кг/мм² при достаточной пластичности. Сталь используют для тех же целей, что и ЭИ695 (см. рис. 5—7, 136, 137).

Сталь 1X14N14B2M (ЭИ257)

Эта сталь предназначалась для деталей котлов высокого давления, работающих при температурах до 600° С. По жаропрочным характеристикам она превосходит стали типа 18-8 с титаном и ниобием и близка к стали ЭИ694. Свойства, структура и фазовый состав стали ЭИ257 описаны в работах [162—165].

Сталь применяют после закалки с 1150° С на воздухе и последующего 5-ч старения при 750° С. Такая термическая обработка придает стали повышенные жаропрочные свойства, позволяющие ее использовать для работы при 550—600° С.

Сталь хорошо сваривается. На рис. 138—139 показано изменение свойств стали ЭИ257 в зависимости от температуры испытания (см. также рис. 5—7).

В работах [163, 164] описан опыт применения стали ЭИ257 для перегревателей и трубопроводов, работающих при 550° С и давлении 170 ат. В основном трубопроводы работали удовлетворительно, но были случаи выхода труб из строя, что объясняется нарушением солевого режима котла и усталостью наклепанного металла в местах изгиба. Обследовано 12 режимов стабилизирующего нагрева для устранения у труб склонности к межкристаллитной коррозии, но результаты неудовлетворительны. Наибольшую склонность к межкристаллитной коррозии вызывает старение при 600° С и наименьшую — 24-ч нагрев при 800° С.

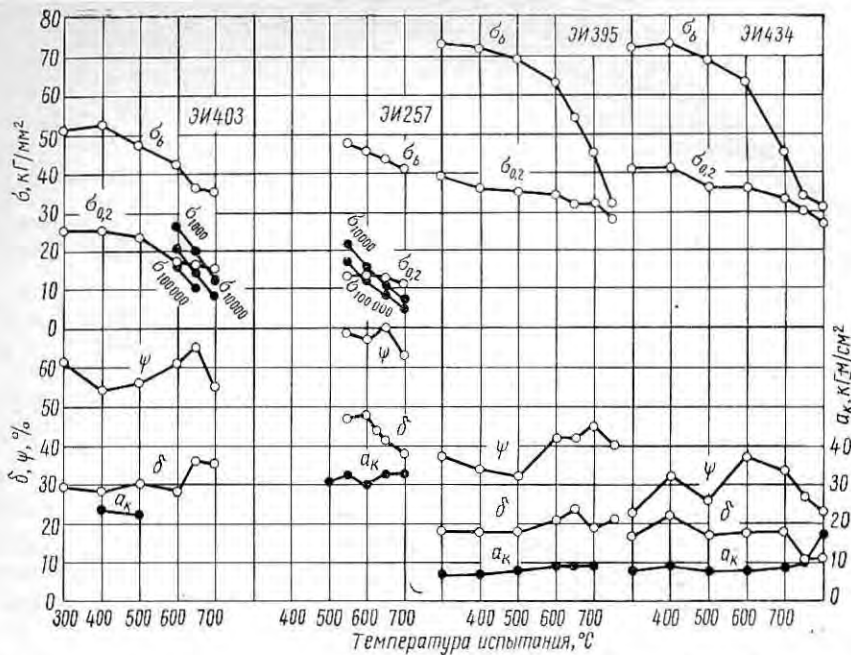


Рис. 138. Изменение свойств сталей марок ЭИ403, ЭИ257, ЭИ395 и ЭИ434 в зависимости от температуры испытания

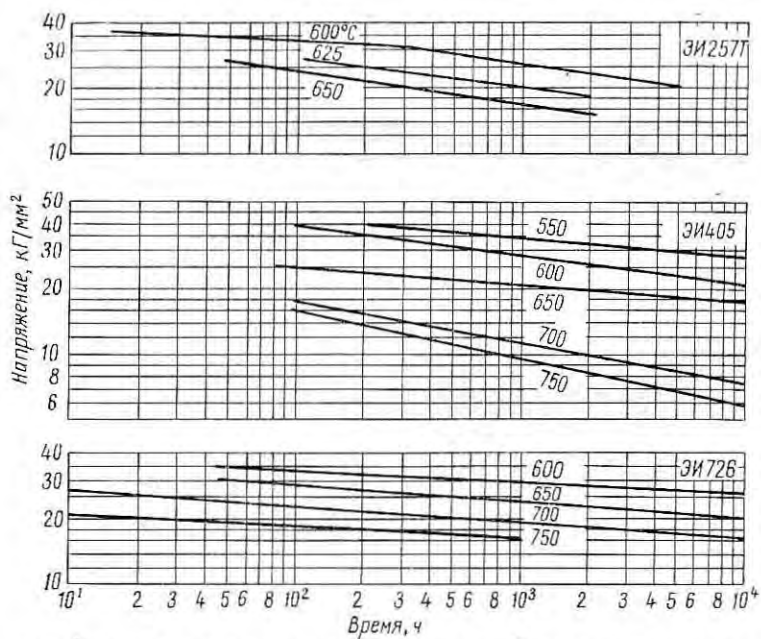


Рис. 139. Длительная прочность сталей марок ЭИ257Г, ЭИ405 и ЭИ726 при различных температурах

После эксплуатации в течение 14 000 ч на контрольных образцах отмечено выпадение карбидов по границам зерен и их коагуляция. У образцов, испытанных при комнатной температуре, предел прочности после эксплуатации повысился на 10%, предел текучести — на 30%, а ударная вязкость понизилась на 25—30%.

Из-за склонности к межкристаллитной коррозии сталь ЭИ257 в дальнейшем заменена сталью 1Х18Н9Т.

Сталь Х14Н14В2МТ (ЭИ257Т)

Свойства стали и сварных соединений при комнатной и высоких температурах описаны в работе [164]. Авторы отмечают, что сталь ЭИ257 с титаном обладает теми же свойствами, что и сталь без титана (см. рис. 5—7, 139), но не имеет склонности к межкристаллитной коррозии.

Сталь Х14Н18В2БР1 (ЭИ726)

Сталь марки ЭИ726 имеет повышенное содержание бора (~0,025%) и предназначается для напряженных деталей силовых установок, работающих при 650—700°С. Присадка бора вместе с церием улучшает жаропрочные свойства.

Сталь характеризуется стабильностью структуры и жаропрочных свойств при длительном нагреве. По механическим свойствам в закаленном состоянии при комнатных температурах она мало отличается от известных аустенитных сталей (см. рис. 5—7, 136, 137). Для стабилизации структуры сталь подвергают термической обработке, состоящей из закалки с 1150°С на воздухе и 25-ч старения при 750°С.

Наличие повышенного содержания бора ограничивает интервал горячей обработки давлением [137, с. 18] и затрудняет сварку из-за появления горячих трещин в металле шва и околошовной зоны. Наиболее высокие значения пластичности получены в интервале 1000—1150°С при растяжении и 950—1050°С — при скручивании.

Хромоникельмолибденониобиевая сталь типа 16-13-2-1 марок ЭИ405 и ЭИ680

Эти стали предназначаются для турбинных лопаток и по свойствам мало отличаются от стали 18-14-2-1, несколько уступая последней (рис. 139).

Сталь применяют после закалки с 1050—1100°С на воздухе и 10-ч старения при 750°С. Длительное старение в интервале умеренных температур сравнительно мало изменяет характеристики механических свойств этой стали.

Согласно данным [12], сталь 16-13-2-1 обладает малой релаксационной стойкостью.

Хромоникельмолибденониобиевая сталь типа 18-14-2-1 (ЭИ403)

Сталь ЭИ403 применялась для изготовления пустотелых охлаждаемых лопаток реактивного двигателя [3]. Термическая обработка: закалка на аустенит с 1100—1150° С в воде. При нагреве в интервале умеренных температур отмечается лишь небольшая склонность к старению даже при длительных выдержках (1000—5000 ч). После старения при 650, 700 и 800° С немного повышается предел прочности и уменьшаются пластичность и ударная вязкость (см. рис. 138).

Сталь имеет более высокие жаропрочные свойства, чем сталь 16-13-3. При кратковременной службе она работала при температурах порядка $700 \pm 10^\circ \text{C}$, а при длительной службе она может работать при 550—650° С [12].

Сталь ЭИ403 хорошо сваривается. Охлаждаемые лопатки по кромке и замку сваривали атомно-водородной сваркой.

Сталь 1X16H14B2BP (ЭП17)

Сталь представляет модификацию марки ЭИ695Р. Используют ее для сварных паропроводных систем высокоэнергетических блоков паровых установок с нагревом пара до 650° С при давлении 300 ат [61, 162]. Свойства стали приведены в табл. 31 и 32 и на рис. 140.

В работе [61] изучали склонность сварных соединений из сталей ЭП184, ЭП17 и ЭИ695Р к хрупким локальным разрушениям. Установлено, что в этом отношении они сходны со сталью Х18Н12Т.

Для повышения эксплуатационной надежности паропровода рекомендуется все сварные стыки подвергать обязательной аустенизации после сварки. Сообщается, что на одной из энергетических установок только 2,8% трещин приходится на сварные стыки, прошедшие аустенизацию при 1100° С, а 18% — на неаустенизированные стыки.

Причина появления трещин — пониженная деформационная способность металла, обусловленная образованием дефектов в околошовной зоне и склонностью к межзеренному разрушению.

Присутствие ниобия в стали способствует упрочнению сварного соединения за счет выделения дисперсных карбидов.

Сталь 3X19H9MBBT (ЭИ572)

Сталь (ЭИ572) при сравнительно небольших добавках вольфрама, молибдена, ниобия и титана при температурах до 650—700° С имеет более высокую жаропрочность, чем стали типа 18-8-Ti, 18-8-Nb и 18-12-Mo, и применяется для изготовления поковок роторов, а также поковок сварных роторов больших размеров.

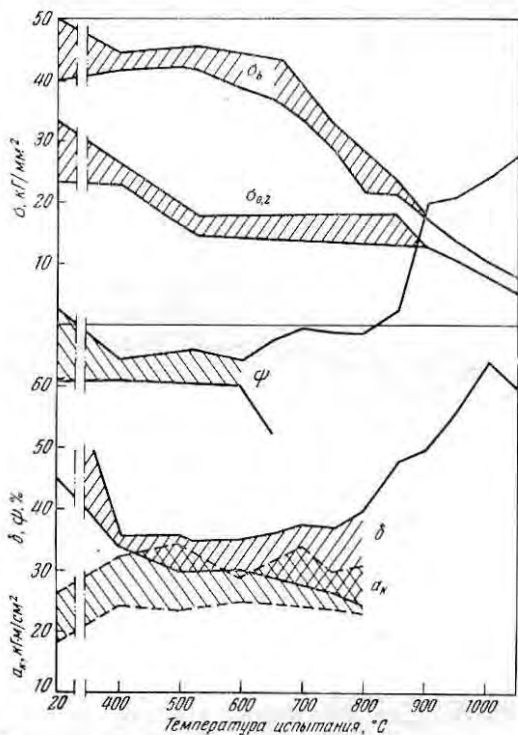


Рис. 140. Изменение механических свойств сталей ЭП17 в зависимости от температуры испытания

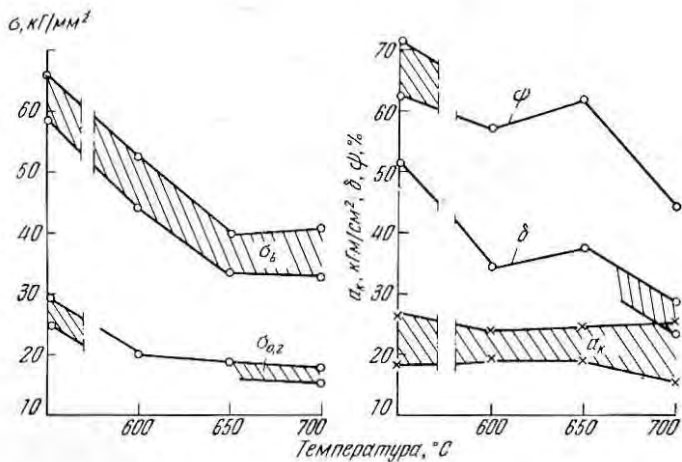


Рис. 141. Изменение механических свойств стали ЭП184 в зависимости от температуры

Сталь отличается повышенной релаксационной стойкостью при температурах до 500—600° С (табл. 9). Свойства ее подробно описаны в работах [12, 27, 30, 167, с. 107, 137].

Сталь X16H16MB2BP (ЭП184)

Сталь предназначена для паропроводов и других деталей паротурбостроения, работающих длительно при 600—700° С. После термической обработки, состоящей из закалки на твердый раствор, сталь приобретает сравнительно невысокую прочность и очень высокие пластичность и ударную вязкость (рис. 141).

При длительной выдержке при высоких температурах ударная вязкость и пластичность стали изменяются сравнительно мало [11]. В табл. 34 приведены данные о сопротивлении ползучести и длительной прочности этой стали при 600—700° С.

ТАБЛИЦА 34. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ И ПОЛЗУЧЕСТЬ
СТАЛИ ЭП184, кг/мм²

Температура °С	$\sigma_{1\%/10^4}$	$\sigma_{1\%/10^5}$	σ_{10^4}	σ_{10^5}
600	11,7	8,5	27	20
650	10,0	7,0	19	14,5
700	8,5	5,2	14,5	12

Сталь хорошо сваривается с применением электродов ЦТ-16, ЦТ-16-10, ЦТ-23 (см. [11]).

При 650° С сварное соединение имеет $\sigma_{10^5} = 11 \div 12$ кг/мм².

Хромоникельмолибденовая сталь типа 16-25-6 с азотом (ЭИ395)

В американской и отечественной практике сталь 16-25-6 применяли для изготовления турбинных дисков турбокомпрессоров авиационных моторов, лопаток и дисков газовых турбин [27, 102]. Хорошая свариваемость этой стали позволила обеспечить изготовление цельносварных роторов, у которых лопатки из различных сплавов приваривали к диску из стали марки ЭИ395 [3]. При этом применяли присадочную проволоку из стали ЭИ400.

На рис. 138 и 142 приведены механические свойства стали 16-25-6 при различных температурах испытания.

В работе [106] изучались характеристики ползучести, длительной прочности и усталости стали 16-25-6. Было установлено, что продолжительность испытания оказывает большее влияние на скорость ползучести, чем на длительную прочность. Обработка двух видов — закалка на аустенит и полугорячий наклеп — сообщают совершенно различные свойства стали при комнатных тем-

пературах и не оказывают большого влияния на сопротивление ползучести. Полугорячий наклеп придает стали несколько более высокие механические свойства при температуре испытания 650°C , в то время как закалка на аустенит более эффективна для стали, работающей при 770°C .

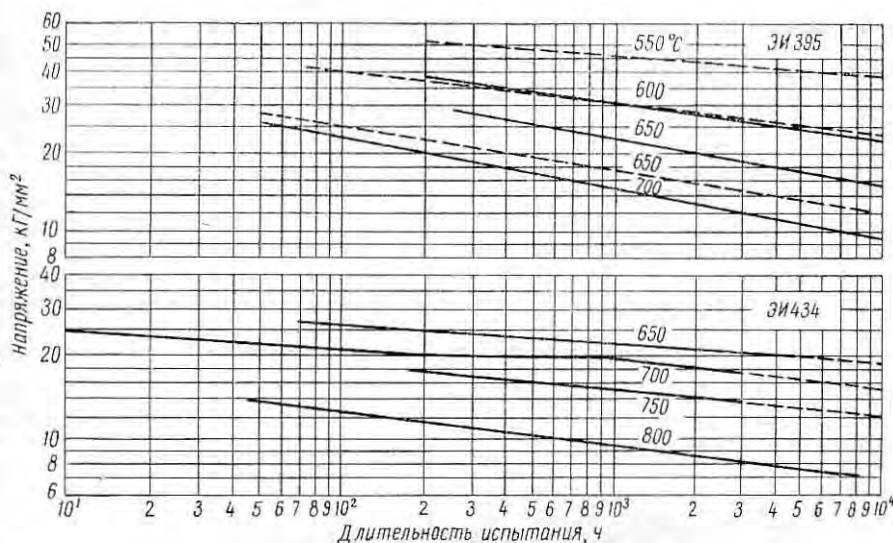


Рис. 142. Длительная прочность сталей марок ЭИ395 и ЭИ434 при различных температурах испытания

Вследствие относительно малой прочности стали в закаленном состоянии и сравнительно небольшой склонности к дисперсионному упрочнению при старении высоконагруженные турбинные диски упрочнялись с помощью полугорячего наклепа при 800°C . Влияние наклепа на изменение механических свойств стали 16-25-6 изучалось в работах [102—105] и показано на рис. 143 и 144.

Для газовых турбин стационарных установок [12] рекомендуется термическая обработка, приведенная в табл. 35.

Длительный нагрев стали 16-25-6 с азотом при умеренных температурах вызывает сравнительно небольшое упрочнение, т. е. сталь обладает достаточно высокой стабильностью свойств, так как имеет низкое содержание углерода.

Согласно исследованиям [166, с. 86], азот оказывает влияние на упрочнение хромоникельмодифицированной стали, входя в состав карбонитридной фазы, которую авторы обозначили χ .

Основные упрочняющие вторичные фазы в стали с азотом — γ -фаза, χ -фаза и Fe_2Mo , а в стали без азота — $\text{Fe}_m\text{Mo}_n\text{C}$ и Fe_2Mo [167]. Эти фазы обладают более высокой термической стойкостью, чем кубический карбид хрома и γ' -фаза в стали без азота. Однако

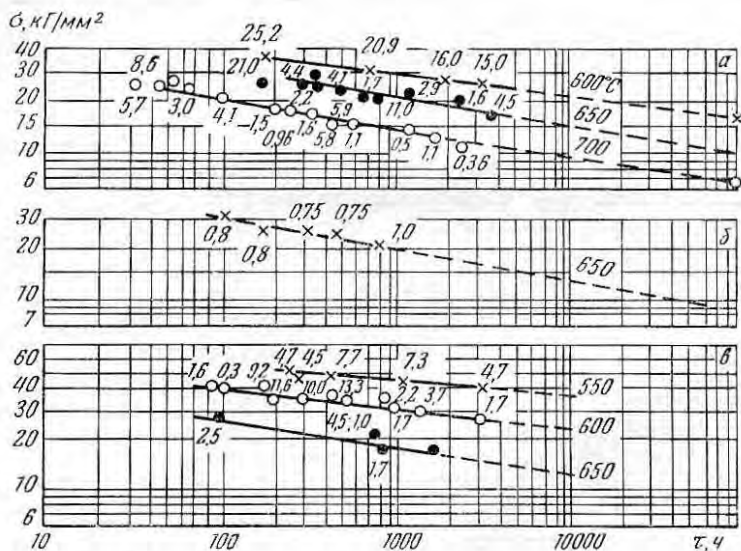
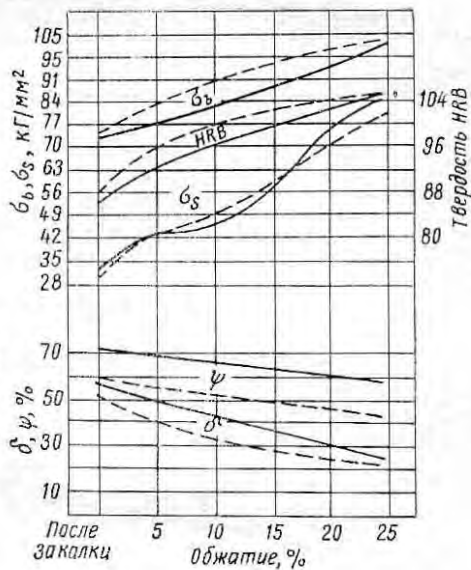


Рис. 144. Длительная прочность стали ЭИ395 после различной обработки. Образцы вырезаны из:

а — прутка; б — прутка после полугорячего наклепа (обжатие 25%); в — диска с полугорячим наклепом (обжатие 10%). Цифры у точек — удлинение при разрушении, %

ТАБЛИЦА 35. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 16-25-6 ПРИ 20° С ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ И ИСПЫТАНИЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ

Термическая обработка	Режим испытания		σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг·м/см ²
	t, °С	t, ч					
Закалка с 1180° С, вода, старение при 700° С, 50 ч	Без выдержки		85	53	18	28	4,3
	600	5000	102	67	6,8	—	—
		4030 *	99	59	15	19	4,8
Закалка с 1180° С, вода + старение при 800° С, 10 ч	650	6 000	97	57	11	20	4,6
		20 000	94	50	16	22	—
		2 430 **	102	64	10	13	4,3
Закалка с 1180° С, вода + старение при 800° С, 10 ч	700	6000	88	45	18	26	4,1
		2640 ***	87	45	15	17	4,5

* $\sigma = 20$ кг/мм². ** $\sigma = 11$ кг/мм². *** $\sigma = 9$ кг/мм².

в процессе старения происходит перераспределение легирующих элементов между фазами и твердым раствором. Начало заметного выделения фаз в стали 16-25-6 наблюдается при 550° С, интенсивное их выделение — при 650° С; нагрев до 900° С и выше вызывает обратный процесс — их растворение.

В работах [167, с. 160; 112, с. 110] обнаружено, что при старении в стали 16-25-6 с азотом образуются следующие фазы: кубический карбид хрома типа $Me_{23}C_6$, двойной карбид $Me'_nMe^2_mC$, где $n = 2$ или 3, карбонитрид $Me'_nMe^2_m(CN)$, где $Me' = Fe, Ni, Si$, а $Me^2 = Cr, Mo$ и интерметаллидное соединение Fe_2Mo . Процесс старения протекает по общеизвестной схеме: начинается с образования в твердом растворе обособленных групп, обогащенных азотом, и заканчивается образованием стабильных фаз.

Сварное соединение из стали 16-25-6 после отпуска при 800° С в течение 10 ч имело свойства, приведенные в табл. 36.

В работе [168] сообщаются результаты сравнительных испытаний турбинных дисков на разрыв на специально сконструированной установке. Кованые диски из стали 16-25-6 при этих испыта-

ТАБЛИЦА 36. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

Температура испытания °С	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг·м/см ²
20	71	42	22	28	6,8
650	47	29	—	37	—

ниях показали высокую стойкость. Установлено, что наибольшей стойкостью по числу оборотов до разрушения отличаются турбинные диски, у которых сочетаются высокая пластичность с хорошим качеством поковки.

Повышения свойств стали 16-25-6 можно добиться при применении различных схем термомеханической обработки.

В целях экономии никеля предложено [169] при легировании часть его заменять марганцем. Была рекомендована сталь состава: 0,08% С (макс.), 6,5—8,5% Мп, 15—17,5% Сг, 14—17% Ni, 5,5—7,0% Мо, 0,15—0,25% N и до 1% Si. Данные о длительной прочности этой стали приведены в табл. 37.

ТАБЛИЦА 37. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ 16-25-6 И 16-15-6
С Мп

Сталь	Температура испытания °С	σ , кг/мм ²	τ , ч	δ , %	ψ , %
16-25-6	595	35,0	226	9,0	17
16-15-6	595	35,0	549	13	15
16-25-6	705	17,5	263	16	19
16-15-6	705	17,5	377	81	68
16-25-6	760	14,0	106	15	24
16-15-6	760	14,0	92	63	62

Хромоникелькобальтовая сталь ХН10К (ЭИ434) *

Эта сталь относится к группе дисперсионно твердеющих с карбидным упрочнением, но процессы дисперсионного твердения протекают в ней очень медленно со сравнительно небольшим приращением твердости при кратковременных испытаниях. С увеличением продолжительности старения до 7000 ч твердость и прочность повышаются, а пластичность и ударная вязкость падают. Это означает, что для деталей с длительным сроком службы сталь мало пригодна, не говоря уже о том, что она дефицитна и отличается относительно низкой жаропрочностью по сравнению с современными сталями.

Для дисков авиационных газовых турбин с коротким сроком службы сталь применяли в состоянии полугорячего наклепа. При этом полугорячий наклеп производили при 650—750° С со степенью обжатия ~3—5% для одного типа двигателей и ~10÷12 для другого.

Сталь ЭИ434 поставляли с механическими свойствами при 20° С: $\sigma_b \geq 65$ кг/мм², $\sigma_{0,2} \geq 38$ кг/мм², $\sigma \geq 8\%$, $\psi \geq 10\%$, $HV = 180$; при 700° С: $\sigma_{100} \geq 18$ кг/мм², а при 650° С: $\sigma_{100} \geq 25$ кг/мм².

* Сталь отличается от английской G-18В пониженным содержанием ниобия.

В работах [167, с. 91; 160; 76, с. 5] изучали усталостную прочность и чувствительность к концентрации напряжения стали ЭИ434 при высоких температурах. Был рекомендован поверхностный наклеп для повышения усталостной прочности.

Изучение влияния различных режимов термической обработки на свойства, структуру и фазовый состав стали ЭИ434 позволило установить, что углерод в основном связан с ниобием в карбид NbC , а с хромом — в карбид типа $Cr_{23}C_6$.

$Cr_{23}C_6$.

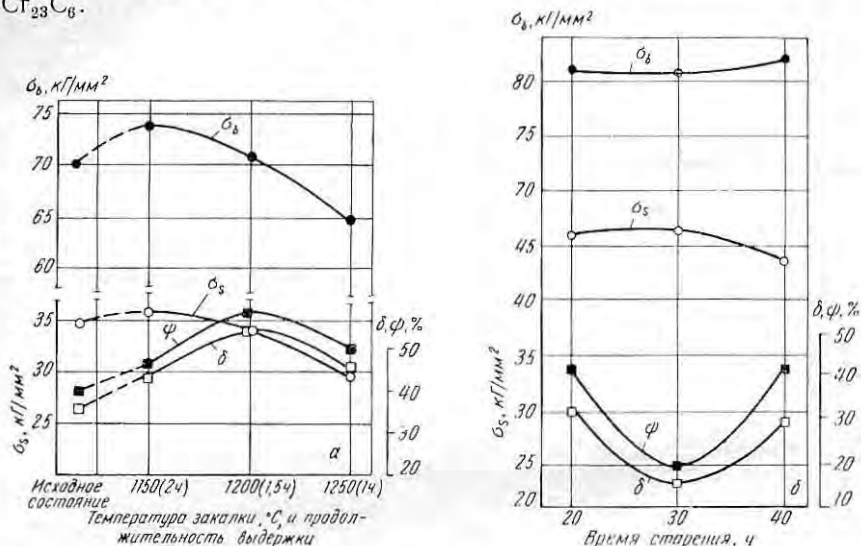


Рис. 145. Влияние температуры закалки (а) и длительности отпуска (б) после закалки с $1250^\circ C$ на механические свойства стали ЭИ434

Установлено, что после повторного отпуска сталь ЭИ434 несколько изменяет свои магнитные свойства, что обусловлено образованием α -фазы вследствие обеднения твердого раствора хромом и углеродом вокруг карбидных выделений типа $Me_{23}C_6$ и карбонитридных выделений ниобия типа $Nb(C, N)$.

На рис. 145 приведены механические свойства стали ЭИ434 при комнатных температурах после различных режимов термической обработки. Видно, что большого влияния режимы термической обработки на изменение механических свойств не оказывают.

Хромоникелькобальтовая сталь G-18В по свойствам близка к стали ЭИ434 (ХН10К), несмотря на различие в содержании ниобия. В Англии из этой стали изготавливают турбинные диски реактивных двигателей путем полугорячего наклепа при $650-800^\circ C$, а также рабочие и сопловые лопатки [86, 31, 108]. Сталь применяли для изготовления роторов стационарных судовых турбин, для дисков и лопаток, работающих при $600-700^\circ C$.

ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Повышение жаропрочных свойств сплавов этого типа достигается за счет комплексного легирования, при котором в железо-хромоникелевый, хромоникельмарганцевый или никельхромокобальтовый γ -твердые растворы вводят углерод в количестве 0,3—0,6% и карбидообразующие элементы: хром, ванадий, вольфрам, ниобий. Эти элементы при высоких температурах переходят в твердый раствор, который при пониженных температурах распадается с выделением карбидных фаз различной степени дисперсности.

Образование субмикроскопической неоднородности в твердом растворе вследствие выделения карбидных фаз повышает сопротивление сплава пластической деформации при высоких температурах, т. е. жаропрочность.

Стали и сплавы этого типа подвергают термической обработке, которая, как правило, состоит из закалки на твердый раствор и одинарного или двойного старения. Иногда применяют двойную закалку и одинарное старение. Закалка жаропрочных сплавов создает определенную степень пересыщения твердого раствора в результате перевода малорастворимых при умеренных температурах карбидных, нитридных и интерметаллидных фаз в твердый раствор и тем самым — более благоприятные условия для последующего их выделения (при старении) в высокодисперсном состоянии.

Процессы дисперсионного твердения, протекающие в пересыщенных твердых растворах при нагреве их до умеренных температур, оказывают большое влияние на жаропрочные свойства сплавов и поведение деталей в эксплуатации [5].

СВОЙСТВА КАРБИДНЫХ, НИТРИДНЫХ И ДРУГИХ ФАЗ ВЫДЕЛЕНИЯ

Образование карбидных и интерметаллидных, очень часто сложных фаз (табл. 38) в твердом растворе при старении создает искаженное и напряженное состояние материала в микрообъемах, что способствует повышению сопротивления пластической деформации. Фазы выделения образуются при распаде пересыщенного твердого раствора в процессе замедленного охлаждения или нагрева при умеренных температурах (старения). Гетерогенизация структуры в результате распада твердого раствора до требуемой степени дисперсности приводит к упрочнению сплава и повышению его жаропрочности.

ТАБЛИЦА 38. СОСТАВ ФАЗ ВЫДЕЛЕНИЯ
В ХРОМИСТЫХ И ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ

Сталь	Тип карбида	Сталь	Тип карбида
2X13	$Cr_{23}C_6$	ЭИ69	$Cr_{23}C_6$
1X18H9	$Cr_{23}C_6$	ЭИ257	$Cr_{23}C_6$
1X18H9T	$Cr_{23}C_6$; TiC	ЭИ388	VC; $Cr_{23}C_6$
0X18H12Б	NbC; $Cr_{23}C_6$	ЭИ481	NbC; VC; $Cr_{23}C_6$
ЭИ417	$Cr_{23}C_6$; FeCr(σ)	ЭИ589	NbC; VC; $Cr_{23}C_6$ и двойные карбиды $M_{20}C$
ЭИ100	$Cr_{23}C_6$		$Cr_{23}C_6$ (Fe, Ni) ₂ (MoCr) ₄
X17HBM2T	TiC; $Cr_{23}C_6$; FeCr(σ)	ЭИ395	
X17H3M2T	$Cr_{23}C_6$; FeCr(σ)	XH10K	NbC; $Cr_{23}C_6$; Fe ₇ W ₇ C

Примечание. Состав фаз для стали 2X13 приведен в состоянии поставки; в остальных случаях — в состоянии закалки + старение при 600—750° С.

Наибольшее применение в качестве жаропрочных материалов получили сплавы, у которых фазы выделения образуются в результате распада пересыщенных твердых растворов. Способность сплавов к дисперсионному упрочнению находится в прямой связи с уменьшением растворимости образующихся фаз при понижении температуры, составом, структурой и свойствами этих фаз при высоких температурах.

ХАРАКТЕРИСТИКА КАРБИДНЫХ ФАЗ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ

По кристаллической структуре карбиды подразделяются на несколько групп [170].

1. Карбиды с кубической решеткой типа NaCl. Эту структуру имеют наиболее тугоплавкие и наиболее устойчивые карбиды: TiC, ZrC, VC, NbC, TaC, V_4C_3 .

2. Карбиды с гексагональной плотноупакованной решеткой: Mo_2C , MoC, W_2C , WC, Ta_2C .

3. Карбиды с ромбической решеткой: Fe_3C , Fe_2C , Mn_3C и, вероятно, Co_3C , Ni_3C .

Хром занимает особое положение, образуя три типа карбидов, из которых каждый имеет свою структуру: $Cr_{23}C_6$ — сложную гранцентрированную кубическую решетку со 116 атомами в ячейке; Cr_7C_3 — гексагональную и Cr_3C_2 — ромбическую.

Для марганца точно не определена структура его карбидов, но предполагалось, по аналогии с хромом и железом, что он имеет структуру типа $Mn_{23}C_6$ или Mn_3C .

По возрастающей стойкости карбидов образующие их элементы можно расположить в следующем порядке: марганец, железо, хром, вольфрам, молибден, титан, ванадий, тантал, ниобий и цирконий. О стойкости соединений приближенно можно судить по теплотам

их образования, которые для некоторых карбидов приведены в табл. 39.

Т А Б Л И Ц А 39. ТЕПЛОТА ОБРАЗОВАНИЯ КАРБИДОВ

Элемент	Тип карбида	Теплота образования, ккал/моль	Элемент	Тип карбида	Теплота образования, ккал/моль
Ti	TiC	50	Ta	TaC	38+5
Zr	ZrC	58	Mo	Mo ₂ C	42
V	VC	49	W	WC	14,5

Как видно, реакция образования наиболее стойких карбидов — за исключением карбидов молибдена и вольфрама — экзотермическая. Порядок образования и выделения карбидов соответствует карбидообразующей способности элементов, их степени химического родства.

В первую очередь в аустените образуются те карбиды, которые обладают наибольшей стойкостью. Например, титан и ниобий в присутствии хрома и ванадия образуют карбиды в первую очередь.

Установлено, что хром и молибден переходят в твердый раствор в присутствии титана, образуя более стойкие карбиды.

Кроме указанных выше свойств, карбидные фазы обладают весьма ценным свойством образовывать между собой и с металлами непрерывные или ограниченные твердые растворы. Чем меньше отличаются параметры решеток карбидных фаз, тем лучшей взаимной растворимостью они обладают.

На рис. 146 показано изменение параметра решетки карбида титана при введении в него карбидов циркония, ниобия, тантала и ванадия, указывающее на прямолинейную зависимость, характерную для непрерывных твердых растворов [171].

С карбидами вольфрама или молибдена карбиды ниобия или титана образуют ограниченные твердые растворы переменной растворимости, характерной для дисперсионно твердеющих систем. Такие карбиды представляют интерес для создания высокожаропрочных сплавов.

Тугоплавкие карбиды титана, ниобия, вольфрама и хрома используют самостоятельно при изготовлении жаропрочных ме-

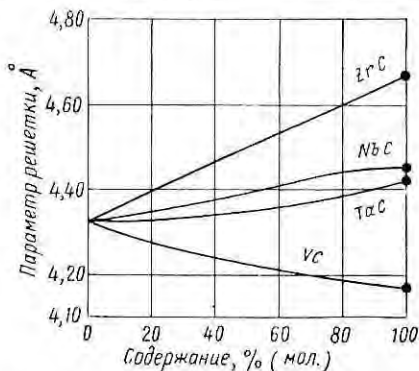


Рис. 146. Изменение параметра решетки карбида титана при введении в него карбидов циркония, ниобия, тантала и ванадия

таллокарбидных (металлокерамических) сплавов путем спекания их с различными металлами или их переплавом [499].

Менее устойчивые карбиды хрома, ванадия, вольфрама, ниобия играют важную роль в жаропрочных сплавах с карбидным упрочнением: выделение их в высокодисперсном состоянии при старении способствует повышению жаропрочности.

Характерная особенность карбидообразующих элементов с точки зрения их электронной структуры состоит в том, что они имеют недостаточную *d*-электронную оболочку. Как известно, чем менее достроена эта электронная оболочка у металлического атома, тем в более сильной степени проявляется его карбидообразующая способность.

Предполагается, что в процессе образования карбидов углерод отдает свои валентные электроны на заполнение *d*-полосы в металле, а сами валентные электроны образуют металлическую связь, характерную для карбидов.

Все эти закономерности определяют условия образования карбидов в стали при наличии нескольких карбидообразующих элементов и последовательность их растворения в аустените.

Карбиды типа MeC

К этой группе относятся карбиды VC, NbC, ZrC и TiC с кубической решеткой типа NaCl.

Более стойкие карбиды сравнительно мало растворяются в аустенитном твердом растворе и почти не растворяют в себе железо, никель, вольфрам и молибден. Элементы, их образующие, обладают малой растворимостью в цементите. Более стойкие карбиды TiC, NbC и VC образуются при старении раньше, чем карбиды другого типа: $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , Me_3C .

Наибольшее значение для жаропрочных сталей с карбидным упрочнением играют карбиды ванадия или ниобия (VC, NbC).

Карбид ванадия (VC) имеет высокие температуру плавления (2800°C), предел прочности при сжатии (62 кг/мм^2) и модуль упругости (43000 кг/мм^2). Он обладает невысокой прочностью связи. Карбид ванадия может растворять в себе большие количества хрома.

Характерная особенность карбида ванадия — его способность при старении выделяться в высокодисперсном состоянии из твердого раствора. В присутствии хрома при низкотемпературном старении выделяется в первую очередь карбид ванадия, который с повышением температуры (выше 800°C) начинает переходить в твердый раствор; вместо него выделяется карбид хрома типа $Cr_{23}C_6$.

Карбид ниобия (NbC) имеет высокие температуры плавления (3760°C), твердость, модуль упругости, обладает относительно высокой жаростойкостью в атмосфере воздуха ($900\text{—}1000^\circ\text{C}$) и невысокой плотностью [489, 171].

В карбиде ниобия растворяются вольфрам, молибден, ванадий и не растворяются хром и железо.

В хромоникелевых аустенитных сталях ниобий в первую очередь соединяется с углеродом и азотом, образуя карбид NbC или карбонитрид. Этот карбид имеет высокие температуры растворения и практически при термической обработке находится в этих сталях в виде первичных выделений. Выше 1210° С этот карбид растворяется, но в сравнительно небольшом количестве. В работе [5] показано, что в хромоникелевых и хромомарганцевоникелевых аустенитных сталях содержание ниобия в карбидном осадке остается постоянным независимо от температуры и длительности старения.

Карбид тантала (TaC) имеет высокие температуры плавления (3880° С), твердость и модуль упругости, но значительно меньшие, чем карбид титана. В жаропрочных сплавах тантал в качестве легирующего элемента применяют редко. Он иногда попадает в сплавы вместе с ниобием, так как является его спутником в некоторых рудах. Считают [24], что повышение жаропрочности в стали с танталом связано с образованием его карбидов.

Карбид титана (TiC) в чистом виде имеет высокие температуру плавления (3150° С), твердость, предел прочности при сжатии (138 кг/мм²) и модуль упругости (46 000 кг/мм²) [489, 171]. Карбид титана растворяет большие количества молибдена, ванадия, вольфрама, ниобия и хрома и не растворяет железа. Он обладает высокими температурами растворения в хромоникелевых и хромомарганцевоникелевых аустенитных сталях. Кривая растворимости карбида титана лежит значительно выше, чем карбидов хрома. При наличии в сплаве нескольких легирующих элементов титан в первую очередь соединяется с углеродом и азотом, образуя карбиды типа TiC и нитриды.

Карбиды титана в процессах старения практически не участвуют, но их присутствие в жаропрочных сплавах в небольших количествах повышает жаропрочность.

В сплавах на никелевой основе типа ЖС карбид TiC имеет параметр 4,32 Å, нитрид TiN — 4,25 Å, а карбонитрид титана — 4,25 ÷ 4,32 Å. Отмечается, что карбид титана представляет фазу переменного состава и в его состав могут входить другие карбидообразующие элементы (Cr, Mo, W).

Карбид циркония (ZrC), как и карбид титана, имеет высокие температуры плавления (3350° С), предел прочности при сжатии (167 кг/мм²), модуль упругости (35 000 кг/мм²). Жаростойкость его выше (1100—1200° С), чем у карбида титана [489]. Карбид циркония относится к стойким карбидам, о чем свидетельствуют высокие значения теплоты образования его и способность повышать стойкость хромоникелевой стали типа 18-8 против межкристаллитной коррозии.

В хромоникелевых и других аустенитных сталях карбид циркония при старении выделяется в первую очередь в отличие от

карбидов хрома, ванадия и других элементов. Присадку циркония одновременно с небольшим количеством углерода иногда используют для измельчения зерна жаропрочных сталей и сплавов.

Карбиды хрома. Хром с углеродом образует несколько типов карбидов, имеющих различные температуры плавления и образующих с хромом и между собой твердые растворы и эвтектические смеси (табл. 40).

ТАБЛИЦА 40. ПАРАМЕТРЫ КАРБИДОВ ХРОМА И ЖЕЛЕЗА

Карбидо-образующий элемент	Состав карбида	Тип кристаллической решетки	Параметры решетки, Å			Температура плавления, °С
			a	b	c	
Cr	Cr ₂₃ C ₆ (Cr ₄ C)	Кубическая гранецентрированная	10,64	—	—	1520—1550
Cr	Cr ₇ C ₃	Тригональная	13,98	—	4,323	1630—1780
Cr	Cr ₃ C ₂	Орторомбическая	2,821	5,52	11,46	1830—1895
Fe	Fe ₃ C	»	4,514	4,079	6,730	—

Часть хрома в карбидах может замещаться железом, причем в кубическом карбиде замещается до 18—25% хрома, а согласно данным [172], — до 35%. В тригональном карбиде может раствориться от 30 до 50% железа.

По данным [172], в цементите может замещаться хромом до 10% железа, а по данным более поздних исследований, — до 18% [173].

Кубический карбид хрома типа Me₂₃C₆. Свойства и структура карбида Cr₂₃C₆ в хромистых сталях подробно описаны в работах [170, 172—174], а в хромоникелевых сталях типа 18-8 и 18-4 — в работе [139].

Карбид хрома типа Cr₂₃C₆ — наиболее распространенный в хромоникелевых аустенитных нержавеющей и жаропрочных сталях и сплавах. Он растворяет в себе другие элементы (Fe, Ni, V, W, Mo) в довольно широком интервале концентраций и поэтому часто имеет переменный состав, например (C, Fe, Ni, Mo, V)₂₃C₆. Количество этих элементов и хрома, входящих в состав карбида типа Me₂₃C₆, может изменяться в зависимости от условий термической обработки.

В хромоникелевых аустенитных сталях в состав этого карбида может входить до 6% Ni, кобальт — в очень малых количествах, марганец — до 1,5%, ванадий — в ограниченных количествах, зависящих от температуры старения и содержания хрома в стали [5].

Орторомбический карбид хрома Cr₃C₂. В жаропрочных аустенитных сталях этот карбид не обнаружен.

В наиболее распространенных сплавах встречаются только два карбида хрома: Cr₂₃C₆ (Cr₄C) и Cr₇C₃.

При 850° С [175], кроме указанных карбидов и твердых растворов α или γ , обнаруживается также интерметаллическое соединение FeCr (σ -фаза). Следует считать, что в системе железо—хром—углерод присутствуют только три вида карбидов, из них два карбида хрома: $(CrFe)_{23}C_6$, $(Cr, Fe)_7C_3$ и карбид железа Fe_3C .

С понижением температуры область выпадения интерметаллического соединения FeCr и кубического карбида расширяется. То обстоятельство, что при высоких температурах более распространен тригональный карбид, бедный хромом, а при низких температурах кубический карбид, более богатый хромом, может служить причиной некоторого обеднения хромом твердого раствора, понижения его коррозионной стойкости при переходе от одного вида карбидов к другому. Это обеднение может происходить во всей массе твердого раствора или в отдельных участках его в зависимости от температуры, а следовательно, и от скоростей реакции.

Состав карбидов может изменяться в процессе старения и зависит от температуры и продолжительности старения.

Влияние условий закалки и старения на свойства жаропрочных сталей с карбидным упрочнением

При нагреве под закалку у большинства жаропрочных сплавов происходят следующие изменения.

Чем выше температура нагрева под закалку, тем полнее происходит переход в твердый раствор фаз (интерметаллидов, карбидов, нитридов) и тем крупнее зерно твердого раствора. Рост зерна значительно усиливается, начиная с того момента, когда фазы выделения, неметаллические включения и различные примеси переходят в твердый раствор.

Чем больше в сплаве тугоплавких элементов (W, Mo, Nb и др.), тем медленнее идут процессы растворения фаз и тем меньше скорость роста зерна сплава (см. рис. 151).

Уменьшение числа карбидов в зависимости от температуры закалки находится в полном соответствии с изменением твердости. Чем труднее или чем при более высоких температурах переходят карбиды в твердый раствор, тем выше твердость сплава после соответствующей закалки.

Для каждого сплава существует своя оптимальная температура закалки, которая в сочетании с последующим старением обеспечивает наилучшее сочетание жаропрочных свойств.

Длительность нагрева при температурах закалки также влияет на полноту перевода фаз в твердый раствор, на изменение твердости и жаропрочности.

Полнота перехода фаз в твердый раствор сказывается на изменении твердости как непосредственно после закалки, так и при последующем старении.

Изменение твердости хромомарганцевоникелевой стали типа 13-10-10 при различном легировании, согласно данным З. А. Шеванковой, показано на рис. 147.

Заштрихованная часть диаграммы указывает на приращение твердости у образцов, закаленных при различных температурах и затем состаренных. После закалки с 1000°C в воде и последующего старения отмечается минимум твердости, который связан с образованием скоагулированных карбидов. Этот минимум,

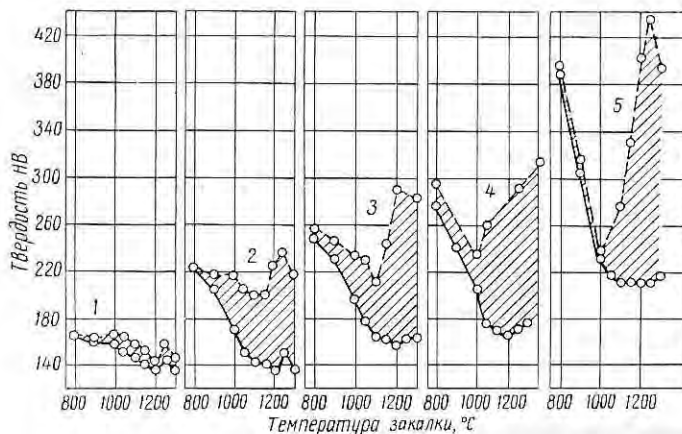


Рис. 147. Влияние температуры закалки стали 13-10-10 при различном легировании на изменение твердости непосредственно после закалки (нижняя кривая) и после закалки с последующим 25-ч старением при 700°C (верхняя кривая):

1 — 0,34% С; 2 — 0,30% С, 1,5% V; 3 — 0,33% С, 1,5% V, 2,75% Mo; 4 — 0,32% С, 1,5% V, 3,67% Mo, 1% Nb; 5 — 0,32% С, 1,5% V, 3,8% Mo, 3,0% W, 1,3% Nb

вероятно, отвечает температуре наибольшего обеднения твердого раствора углеродом и легирующими элементами и соответствует минимальной жаропрочности сплавов с карбидным упрочнением.

Дальнейшее повышение температуры закалки способствует интенсивному переводу карбидных фаз в твердый раствор, делая его более пересыщенным по сравнению с состоянием при умеренных температурах. Это вызывает впоследствии при повторном нагреве сильное развитие процессов дисперсионного твердения, что характеризуется большим приростом твердости (заштрихованная область на рис. 147) в результате старения при 700°C .

Длительная прочность различных сплавов с повышением температуры закалки изменяется более сложно.

Из данных рис. 147 следует, что при нагреве на чрезмерно высокие температуры старения преобладает процесс коагуляции; растворение фаз начинается при еще более высокой температуре. У сплавов с интерметаллидным упрочнением вследствие более низких температур растворения этих фаз преобладает процесс

растворения, а не коагуляции. Поэтому сплавы с интерметаллидным упрочнением, обработанные при температурах выше температур старения, более склонны к восстановлению свойств при дополнительном нагреве в области температур старения. У сплавов с карбидным упрочнением при нагреве выше 700—800° С (не более 1050° С) склонность к восстановлению свойств меньшая в связи с усиленной коагуляцией фаз в интервале 800—1000° С [5].

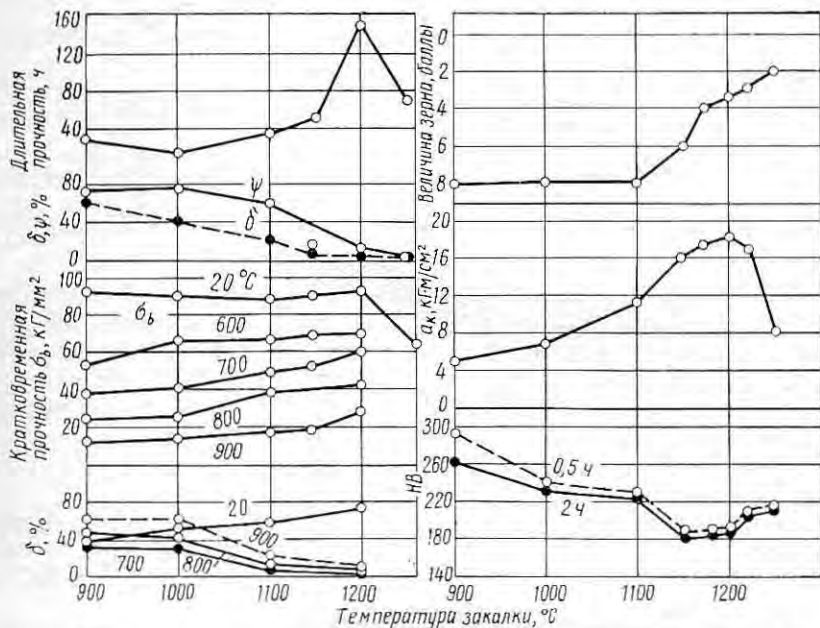


Рис. 148. Влияние температуры закалки на механические свойства стали ЭИ388, величину зерна и время до разрушения (800° С и $\sigma = 14$ кг/мм²). Выдержка при температуре закалки 1 ч

На рис. 148 показано влияние закалки на изменение свойств хромомарганцевоникелевой стали ЭИ388 при комнатной и высоких температурах. При закалке выше 1100° С твердость сильно падает, а ударная вязкость и величина зерна возрастают. С повышением температуры закалки увеличивается жаропрочность стали при 800° С и $\sigma = 14$ кг/мм². Нагрев выше 1200° С оказывает отрицательное влияние, что объясняется образованием по границам и на стыках зерен эвтектики и резким окислением стали. Изучение влияния различных условий термической обработки и легирования на свойства хромомарганцевоникелевых сталей типа 13-10-10 и 13-8-8 позволило разработать жаропрочные стали с карбидным упрочнением и некоторые из них внедрить в промышленность (ЭИ388, ЭИ481, ЭИ589, ЭИ734 и др.).

При медленном охлаждении пересыщенного твердого раствора с высоких температур или при быстром охлаждении и последующем нагреве его при умеренных температурах (старении) происходит распад этого раствора с образованием карбидных фаз различной степени дисперсности.

При низких температурах старения ($500\text{--}600^\circ\text{C}$) процесс образования карбидных фаз протекает с малыми скоростями при очень высокой дисперсности этих фаз. Поэтому свойства сплава, включая твердость, прочность и пластичность, с увеличением продолжительности нагрева изменяются медленно.

С повышением температуры скорость процесса увеличивается и свойства сплавов изменяются быстрее, достигая при определенных температуре и времени максимальных значений (рис. 149). Этот максимум у различных сплавов различен и зависит от состава сплава и температуры закалки, т. е. степени пересыщения твердого раствора. Для сплавов, приведенных на рис. 150, этот максимум отвечает одной температуре (700°C).

Ход кривой изменения твердости при более высоких температурах (за максимумом твердости) также различен и в некоторой степени указывает на стойкость сплава против разупрочнения. При этих температурах наряду с коагуляцией частиц начинается частичное растворение фаз, увеличивающееся с повышением температуры (рис. 151).

Механические свойства и длительная прочность сталей в сильной степени определяются условиями старения (рис. 152).

Кратковременная прочность при высоких температурах также зависит от условий старения и изменяется аналогично свойствам при комнатных температурах, если температуры испытания не очень высоки.

Длительная прочность изменяется более сложно, так как она зависит не только от условий старения, но и от того, насколько глубоко зашел процесс охрупчивания сплава, в результате старения и также от нагрузки, температуры и продолжительности испытания.

Как уже указывалось, при низкотемпературном старении процессы дисперсионного твердения протекают медленно, но с образованием большого числа фаз выделений, имеющих высокую степень дисперсности и когерентную связь с твердым раствором. В данном случае упрочнение наибольшее, но часто очень сильно при этом снижается пластичность сплава.

Степень уменьшения пластических свойств при старении в этой области зависит от состава сплава и предшествующей термической обработки. Состав сплава должен быть таким, чтобы после термической обработки (закалки и старения) он имел прочность и пластичность, соответствующие условиям работы деталей. Чем выше прочность и пластичность, тем выше жаропрочные свойства сплава и срок его службы.

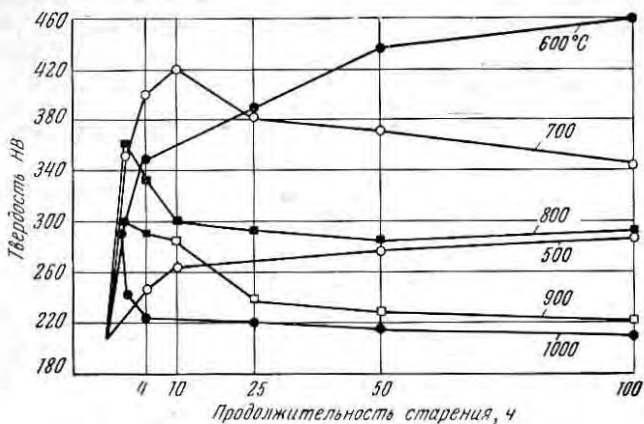
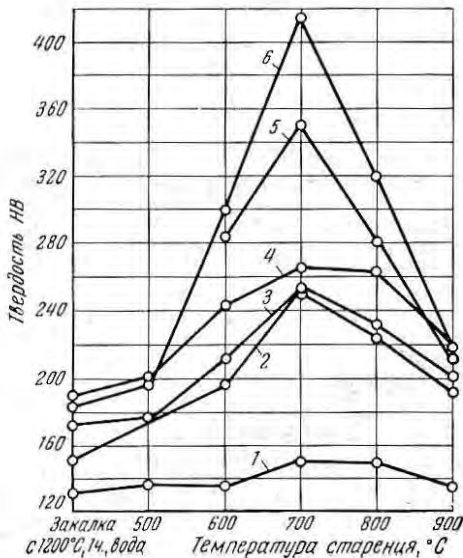


Рис. 149. Влияние продолжительности старения при различных температурах на изменение твердости хромомарганцево-никелевой стали ЭИ388. Перед старением образцы закаливали в воде с 1200° С

Рис. 150. Изменение твердости стали типа 13-10-10 при различном легировании в зависимости от температуры старения (продолжительность старения 25 ч):

Кри- вая	Содержание, %				
	C	V	Mo	Nb	W
1	0,34	—	—	—	—
2	0,30	1,5	—	—	—
3	0,33	1,5	2,75	—	—
4	0,30	1,5	2,71	0,95	—
5	0,32	1,5	3,8	1,3	1,1
6	0,32	1,5	3,8	1,3	3,0



Если сплав более высоко легирован и при старении сильно упрочняется со значительным падением пластичности, а по условиям работы деталей возможно протекание старения, то температура предварительного старения (при термообработке) должна быть несколько выше, чем рабочие температуры. Повышенная температура старения будет способствовать некоторому смягчению сплава вследствие небольшой коагуляции частиц (перестарение). Такую

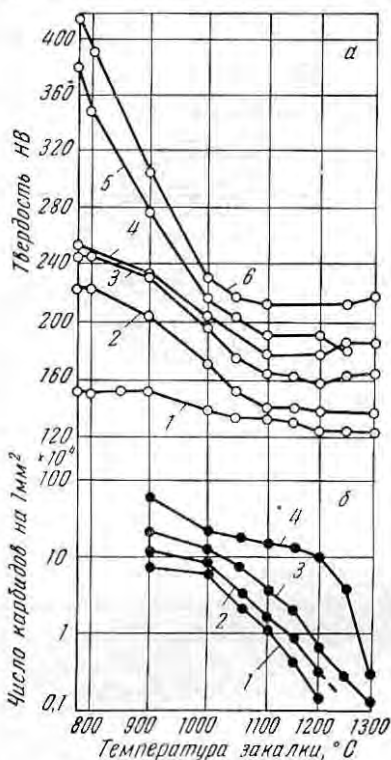


Рис. 151. Влияние температуры закалки на изменение твердости (а) хромомарганцевоникелевой стали типа 13-10-10 и числа видимых карбидов (б) при различном легировании. Исходное состояние: закалка с 1200°С (выдержка 1 ч), охлаждение в воде и 25-ч старение при 700°С. Обозначения см. на рис. 150

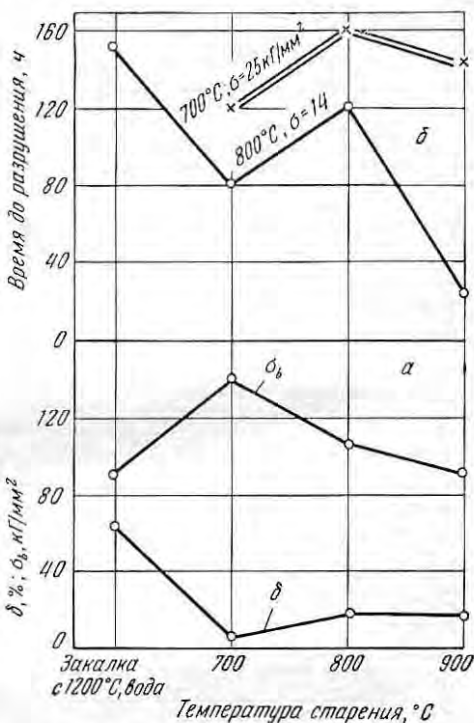


Рис. 152. Влияние температуры старения на изменение механических свойств стали ЭИ388 при 20°С (а) и ее длительной прочности (б)

термическую обработку применяют для сплавов с карбидным упрочнением, например ЭИ388, ЭИ481, ЭИ589, ЭИ416 [5].

Установлено, что стали марок ЭИ388 и ЭИ481 при низкотемпературном старении приобретают чувствительность к надрезу и непостоянство жаропрочных свойств (при 650°С и $\sigma = 32 \text{ кг/мм}^2$, см. рис. 45). Старение при 800°С для стали ЭИ388 было оптимальным, так как при этом устранялась чувствительность к надрезу.

У стали ЭИ481 оптимальные свойства достигаются после двойного старения. Низкотемпературное старение (в первой операции) обуславливает более равномерное и дисперсионное выделение упрочняющих фаз при их хорошей связи с твердым раствором и полноценное использование легирующих элементов в процессе образования этих фаз. Последующее высокотемпературное старение способствует снятию части напряжений, возникших при низкотемпературном старении, в результате коагуляции некоторого количества выпавших фаз.

Следует отметить, что перерывы во времени между первым и вторым старением иногда приводили к появлению трещин в дисках. Поэтому после первого старения во избежание появления высоких напряжений целесообразно повышать температуру печи и проводить второе старение, не извлекая дисков из печи.

В результате ступенчатого старения удается повысить пластичность некоторых сплавов и устранить чувствительность их к надрезу [5].

Исследования, выполненные В. И. Просвириным и Н. Н. Моргуновой [176, с. 40] на стали ЭИ69, подвергнутой после закалки с 1150°C в воде 5-ч старению при 750°C , показали нестабильность этой стали даже при более низких (чем 750°C) температурах. Несмотря на уже прошедшее старение, нагрев стали при пониженных температурах вызывал дополнительные процессы обмена между фазами выделения и твердым раствором, на что указывало изменение относительного затухания колебаний образца, парамагнитной восприимчивости, твердости, микроструктуры и состава металлической части карбидной фазы (рис. 153).

Аналогичные изменения отмечены автором с сотрудниками у ряда других сталей с карбидным упрочнением, для которых старение и при высоких температурах не обеспечивало достаточной стабильности структуры. Анализ кривых при изотермических выдержках показывает, что при высоких температурах старения растворимость фаз, число выделившихся фаз и процессы коагуляции совершенно иные, чем при пониженных. Поэтому процесс старения при термической обработке следует рассматривать как относительную стабилизацию структуры по сравнению со структурой пересыщенного твердого раствора.

Старение при повышенных температурах, сопровождающееся усиленной коагуляцией, у многих сплавов с карбидным упрочнением ухудшает жаропрочность. Старение на максимум твердости у ряда сплавов вызывает усиленное охрупчивание материала и отрицательно сказывается на жаропрочности вследствие чувствительности материала к надрезу.

Анализируя данные по изменению жаропрочных свойств в зависимости от условий старения, можно сделать следующие выводы. Когда процесс образования дисперсных фаз при старении находится в стадии образования мелкодисперсных (возможно, когерентно связанных) фаз, то старение улучшает жаропрочные свой-

ства сплава при условии, если это старение не приводит к чрезмерной потере пластичности сплава, т. е. к его охрупчиванию. Во многих случаях низкотемпературное старение отрицательно сказывается на жаропрочности вследствие потери сплавом пластичности.

Когда процесс образования дисперсных фаз протекает в области очень малой коагуляции, то старение улучшает жаропрочные свойства; при наличии усиленной коагуляции жаропрочность понижается. При выборе режима старения необходимо учитывать рабочие температуры сплава.

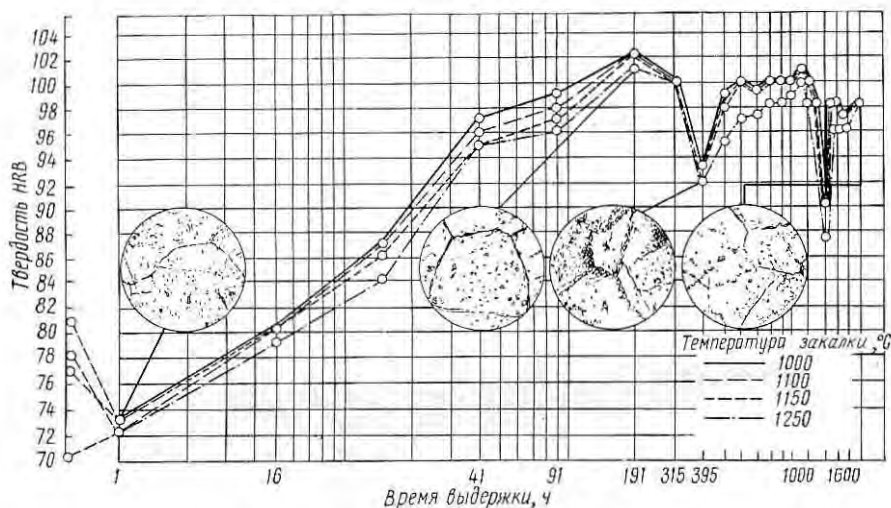


Рис. 153. Изменение твердости и микроструктуры стали 4X14H14B2M (ЭИ69) в зависимости от продолжительности старения при 600° С и температуры закалки

Опыт применения жаропрочных сплавов показывает, что правильно выбранное предварительное старение необходимо для надежной работы деталей по следующим соображениям. При очень больших напряжениях несостаренный материал имеет меньшую прочность, предел текучести и в первые моменты работы малую жаропрочность, что может вызвать чрезмерную пластическую деформацию и разрушение, особенно в той части детали, которая работает при пониженных температурах.

Например, в ступичной части турбинных дисков температуры невысоки, а напряжения очень велики. В результате несостаренные диски очень сильно вытягиваются из-за малой прочности в этой части.

Упрочнение деталей путем старения при больших напряжениях может отставать от разупрочнения материала и приводить к преждевременному выходу детали из строя.

Дисперсионное твердение в условиях работы деталей протекает неравномерно, поэтому в деталях могут возникать большие напряжения, связанные с неравномерностью объемных изменений при выделении фаз.

У некоторых сплавов (например, ВК36) характер разрушения образцов, закаленных на твердый раствор, а также закаленных и состаренных перед испытанием, резко различный. Образцы, которые перед испытанием подвергались только закалке, имели большое количество трещин. Образцы, закаленные и состаренные, трещин на поверхности не имели и показали лучшую жаропрочность. В обоих случаях наблюдался хрупкий излом.

Фазовый химический анализ карбидных осадков показывает, что большинство элементов, входящих в состав сложных карбидов, не полностью расходуется на образование фаз, а частично остается в твердом растворе. Поэтому на жаропрочность влияют не только характер и природа фаз, но и их взаимодействие с твердым раствором.

Фазы выделения различаются по своей стойкости. Некоторые из них метастабильны. Они обладают способностью к растворению ряда элементов или других фаз. Поэтому состав фаз, находящийся в условиях воздействия напряжений и температур, не является постоянным.

Малая скорость диффузии легирующих элементов в твердом растворе и определенное химическое сродство ряда элементов, находящихся в твердых растворах, служат причиной того, что более стабильные фазы образуются не сразу, а постепенно, по мере накопления концентрации легирующих элементов в определенных зонах твердого раствора. Поэтому образование устойчивых фаз будет наблюдаться после образования в определенном интервале температур и времени неустойчивых метастабильных фаз. При выдержке или изменении температуры в метастабильных фазах происходит как бы накопление легирующих элементов, необходимых для образования более легированных устойчивых фаз [174, 177, 178].

Устойчивые фазы возникают в результате диффузионных процессов, которые с повышением температуры, как правило, усиливаются; приложенные напряжения ускоряют образование стабильных фаз.

Переход неустойчивых фаз к более устойчивым может происходить путем растворения метастабильной фазы в твердом растворе и образования вместо нее новой, более устойчивой фазы. Он также может протекать и вследствие растворения в метастабильной фазе других элементов или фаз, т. е. в результате изменения концентрации легирующих элементов в ней, которая впоследствии приводит к перестройке кристаллической решетки с образованием более устойчивой фазы. Необходимо обратить внимание на взаимодействие фазы выделения с твердым раствором, так как в этих случаях непосредственно вокруг этой фазы происходит обеднение

или обогащение твердого раствора теми или иными элементами.

Некоторые исследователи полагают, что наибольшее сопротивление пластической деформации сплав имеет тогда, когда между твердым раствором и образующимися фазами устанавливается когерентная связь. Примером такой когерентной связи между твердым раствором и фазой выделения является образование фазы γ' в никельхромтитанистых сплавах. В этом случае хорошая связь между фазами выделения и твердым раствором способствует образованию высокопрочного и достаточно пластичного сплава.

Некогерентная связь бывает в тех случаях, когда между фазой выделения и твердым раствором имеется резкое кристаллографическое различие. Если связь между твердым раствором и фазой выделения ослабляется, как это наблюдается при образовании крупных карбидов или при переходе от метастабильных фаз к стабильным, прочность сплава снижается. В ряде случаев пластичность сплава резко падает.

При наличии в сплаве нескольких легирующих элементов, способных образовать фазы выделения, в зависимости от температуры, выдержки и напряжений состав фаз может меняться.

Если в аустенитном твердом растворе имеются одновременно ванадий, хром и углерод, то образуются два карбида: Cr_{23}C_6 и VC . Интенсивное выделение карбида ванадия отмечается при $700\text{--}800^\circ\text{C}$, а карбида хрома — при 900°C (рис. 154).

Процессы образования и роста стабильного карбида в деформированном и недеформированном аустените носят диффузионный характер и определяются экспоненциальной зависимостью

$$t = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right),$$

где t — время обнаружения стабильного карбида с помощью рентгеноструктурного анализа;

Q — энергия активации.

Энергия активации при росте карбидов в недеформированном хромоникелевом аустенитном сплаве равна $47\,700$ кал/г-атом, в деформированном $75\,000$ кал/г-атом.

В работе [179] показано, что между скоростью роста частиц второй фазы при старении и временем наблюдается логарифмическая зависимость. Существует определенное соответствие в ходе кривых изменения длительной прочности и роста частиц.

Высокая жаропрочность вследствие гетерогенизации структуры достигается в тех случаях, когда в состав сплава входят элементы, повышающие стойкость дисперсных фаз против коагуляции и стойкость самого твердого раствора против рекристаллизации.

Установлено, что наилучшие результаты получаются при комплексном легировании. Тогда и при старении в сплаве образуются более сложные по составу фазы или одновременно выделяется несколько фаз различного состава. Эти фазы выделения,

взаимодействуя с твердым раствором, способствуют интенсивному развитию дисперсионного твердения в соответствующем интервале температур и, следовательно, повышению прочности и жаропрочности.

Чем сильнее и при более высоких температурах протекают процессы дисперсионного твердения сплава, тем выше жаропрочность сплава. Однако это положение действительно при условии,

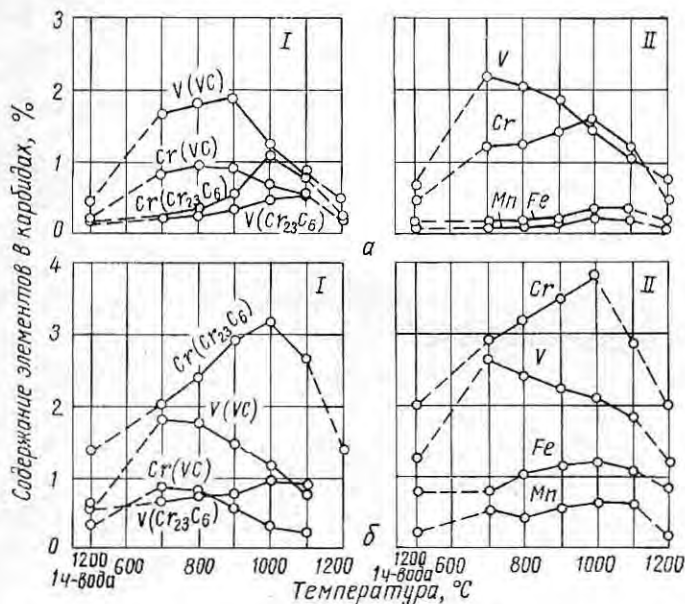


Рис. 154. Изменение состава карбидной фазы стали 13-10-10 с 2,73% V и с 0,44% C (а) и 0,80% C (б) в зависимости от температуры старения. Длительность нагрева 25 ч:

I — раздельное определение количества элементов; II — суммарное определение

если сплав при высоких температурах в результате упрочнения сохраняет достаточный запас пластичности, не охрупчивается.

Упрочнение определяется не только образованием дисперсных фаз и их количеством, но их связью с твердым раствором, поэтому состояние твердого раствора, степень его легированности также имеют большое значение.

Чрезмерная присадка элементов, которые, переходя в упрочняющие фазы, могут сильно обеднять твердый раствор, снижает общее упрочнение.

В связи с этим легирование следует проводить в двух направлениях. С одной стороны, твердый раствор должен быть достаточно насыщен элементами, способными при понижении температуры образовывать требуемое количество дисперсных фаз, и, с другой

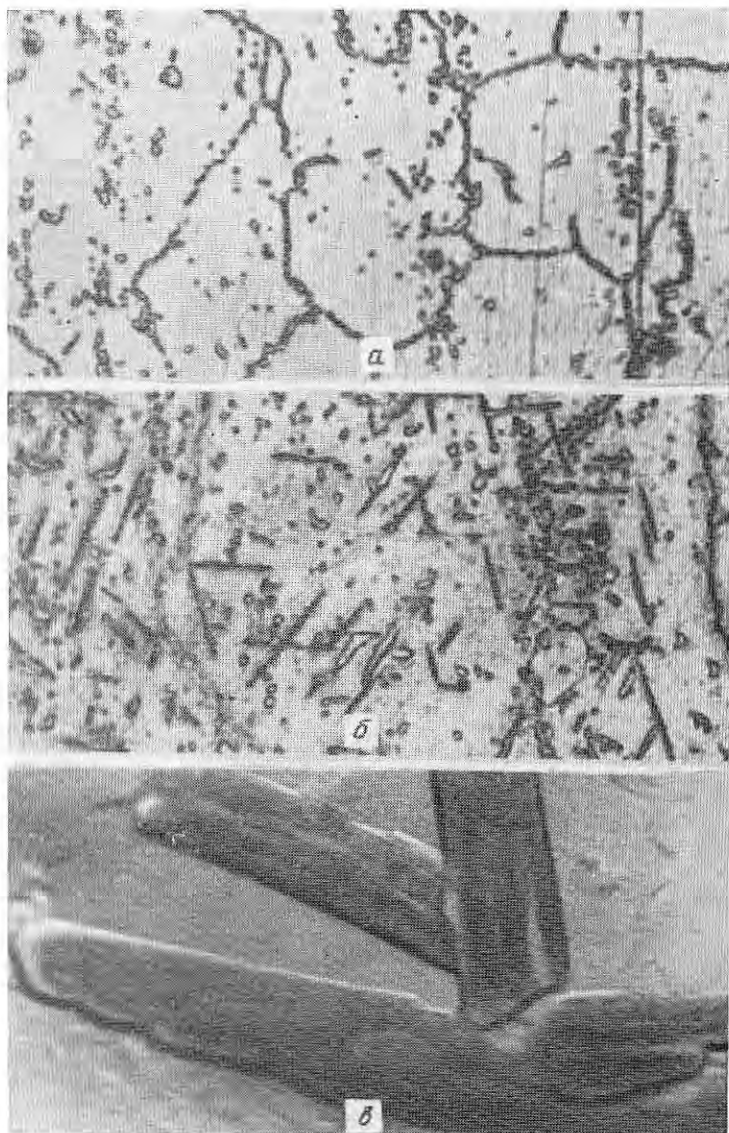
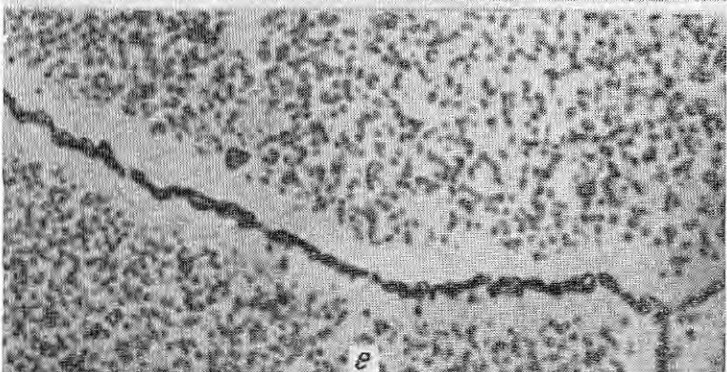
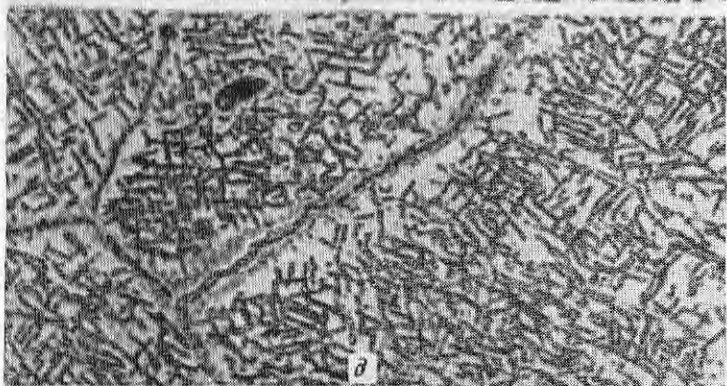
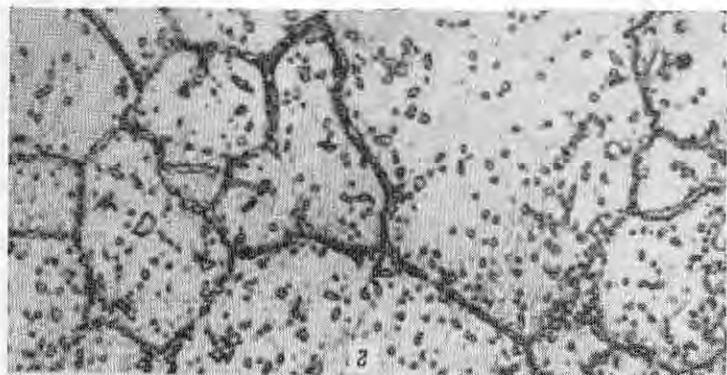


Рис. 155. Микроструктура стали с карбидным упрочнением
a — сталь с 0,35% С, 1,5% V, 1% Mo, 0,65% Nb; закалка с 1200° С, вода + ста
 = 20 кг/мм², τ = 200 ч; *a* — то же; \times 20 000; *б* — сталь с 0,51% С, 2,3% V,
 то же, старение 100 ч при 750° С;



после различных вариантов испытаний и термической обработки:

рение 16 ч при 800°C ; $\times 1000$; *b* — то же, после испытания при 800°C , $\sigma = 1,3\%$ Mo и $0,54\%$ Nb, закалка с 1200°C в воде + старение 16 ч при 830°C ; *d* — *e* — то же, старение 10 ч при 900°C

стороны, должен содержать после старения достаточное количество элементов, препятствующих его разупрочнению из-за рекристаллизации.

Чем дольше фазы выделения остаются дисперсными, тем выше жаропрочность сплава [см. 179].

Наиболее полно используются свойства сплава, если дисперсионное твердение равномерно протекает как в самих зернах, так и по их границам (рис. 155). При неравномерном выделении фаз во всем объеме создаются сильно упрочненные зоны, в которых пластическая деформация затруднена, и мало упрочненные зоны, в которых пластическая деформация может быть очень большой. Особенно неблагоприятно сказывается ослабление пограничных зон, так как в этом случае пластическая деформация протекает только в ослабленных зонах, а сами зерна в этом процессе не участвуют. В результате сплав преждевременно разрушается, так как имеющийся запас прочности не используется — выключены из работы объемы собственно зерен.

Следует иметь в виду, что охрупчивание сплава часто наблюдается не в результате дисперсионного твердения, а вследствие попутного выделения определенных составляющих по границам зерен, резко снижающих жаропрочность. В этом случае пластическая деформация также развивается неоднородно и запас пластичности сплава не используется полностью.

В тех случаях, когда охрупчивание связано с усиленным дисперсионным твердением, протекающим равномерно по всей массе сплава, его легко устранить нагревом сплава до более высоких температур. Это вызывает некоторую коагуляцию фаз, уменьшение напряжений, появившихся в сплаве под влиянием дисперсионного твердения, и повышение пластичности, в результате чего сплав приобретает высокую жаропрочность.

Если по границам зерен выделились легкоплавкие составляющие, улучшить жаропрочность сплава термической обработкой не представляется возможным.

СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Хромоникельвольфрамовая сталь типа 14-14-В2М

Первой маркой жаропрочной стали с карбидным упрочнением была хромоникельвольфрамовая сталь 4X14Н14В2М (ЭИ69), химический состав которой приведен в табл. 41, а свойства — в табл. 42.

Сталь типа 14-14-2 известна в нескольких модификациях, отличающихся содержанием молибдена (ЭИ69) и кремния (ЭИ240) [2].

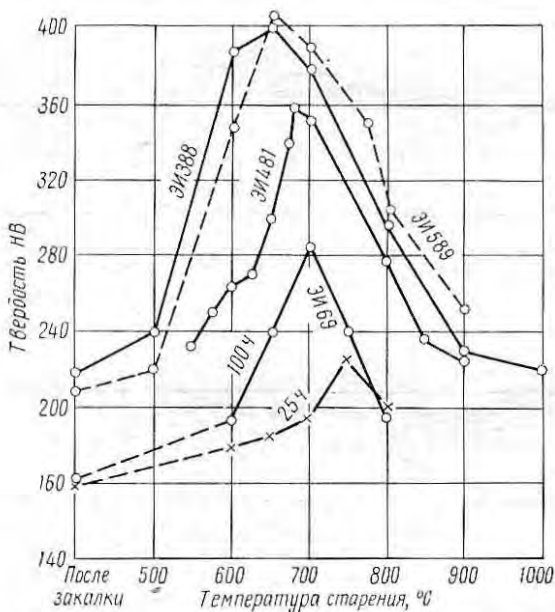


Рис. 156. Изменение твердости сталей марок ЭИ69, ЭИ388, ЭИ481 и ЭИ589 в зависимости от температуры старения. Перед старением все образцы подвергали закалке. Продолжительность старения 25 ч, а стали ЭИ69—25 и 100 ч

Сталь марки ЭИ69 используют для выхлопных клапанов авиационных и автомобильных двигателей, а ЭИ240 — для клапанных седел. Впервые сталь 4X14Н14В2М для лопаток и дисков авиационных и стационарных газовых турбин в СССР применили в 1939 г., но позднее она была заменена более жаропрочными материалами.

Т А Б Л И Ц А 41. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, И НАЗНАЧЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Марка стали по ГОСТу (в скобках — заводская)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	Назначение
4X14N14B2M (ЭИ69)	0,4—0,5	≤0,8	≤0,7	13,0—15,0	13,0—15,0	2—2,75 W; 0,25—0,4 Mo	Клапаны моторов, поковки, детали трубопроводов, работающих при 600—650°С
4X15N17Ф2МС (ЭИ388)	0,38—0,47	0,9—1,4	6,0—8,0	14,0—16,0	6,0—8,0	0,65—0,95 Mo; 1,5—1,9 V	Лопатки газовых турбин, крепежные детали, работающие при 650°С
4X12N8Г8МФБ (ЭИ481)	0,34—0,4	0,3—0,8	7,5—9,5	11,5—13,5	7,0—9,0	1,1—1,4 Mo; 0,25—0,45 Nb; 1,25—1,55 V	Диски турбины, дефлекторы, кольца и крепежные детали, работающие при 650°С
(ЭИ734)	0,34—0,4	0,3—0,8	7,0—9,0	11,5—13,5	4,5—6,5	1,25—1,55 V; 1,1—1,4 Mo; 0,008В*	Диски средних газобаритов, экраны, крепежные и кольцевые детали
(ЭИ589)	0,44—0,52	≤0,8	6,0—9,0	11,0—14,0	7,0—9,5	1—1,4 Nb; 3,3—4,2 W; 2,1—2,5 V	Рабочие лопатки газовых турбин, работающих при 750°С
(ЭИ590)	0,34—0,42	≤0,7	7,0—10,0	11,5—14,5	5,5—6,5	2,8—3,4 W; 1,55—1,8 V; 1,0—1,4 Nb	То же
3X19N9МВБТ (ЭИ572)	0,28—0,35	≤0,8	0,8—1,5	18,0—20,0	8,0—10,0	0,2—0,5 Ti; 1,0—1,5 W; 1,0—1,5 Mo; 0,2—0,5 Nb	Роторы и диски болты, работающие до 600°С
4X18N25С2 (ЭЯ3С)	0,32—0,4	2,0—3,0	≤1,5	17,0—19,0	23—26	—	Печные конвейеры, ящики для цементации
(ЭИ729)	0,18—0,33	≤0,8	17—20,0	12—14,0	≤0,5	0,5—0,8 V	Крепеж

* Содержание бора расчитанос.

ТАБЛИЦА 42. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РЕЖИМЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Марка стали по ГОСТ (в скобках — заводская)	Термическая обработка	НВ	σ_b , кг/мм ²	σ_s , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k , кг·м/см ²	σ_{-1} , кг/мм ²	F , кг/мм ²	Плотность, г/см ³
4Х14Н14В2М (ЭИ69)	Отжиг при 820° С	197—285	(72)	(32)	(20)	(35)	(5)	—	—	—
4Х15Н7Г7Ф2МС (ЭИ388)	Закалка с 1170—1190° С (30—45 мин), вода или воз- дух, старение при 800± ±20° С, 8—10 ч	255—341	(90) 100	62	(15) 15	(15) 15	3,0	51	18 950	7,79
4Х12Н8Г8МФБ (ЭИ481)	Закалка с 1150±10° С (1 ч 45 мин — 2 ч 30 мин), вода, старение двухступен- чатое: 660±10° С, 16 ч, + + 790° С, 14—16 ч, воздух	(277—311)	(≥85) 94	(60) 60	(≥15) 18	(≥20) 36	3,5—4,0	43	17 400	7,85
(ЭИ734)	Закалка с 1150° С (1 ч 45 мин), вода, старение двухступенчатое: 670° С, 14 ч+800° С, 16 ч, воздух	285	100	60	20 (δ_{10})	25	≥3,5	—	16 900	7,86
(ЭИ589 и ЭИ590)	Закалка с 1200° С (45 мин), вода, старение при 650° С, 16 ч воздух + + 800° С, 10 ч	302	(90) 100	78	(15) (δ_{10})	(15) 25	3,0	—	20 700	7,85
3Х19Н9МВБТ (ЭИ572)	I. Закалка с 1150— 1180° С, вода, старение при 800° С, 15 ч II. Закалка с 1150— 1180° С, вода, старение при 700° С, 50 ч	—	75—84	33—40	31—44	40—49	9,5	—	—	7,96
4Х18Н25С2 (ЭЯ3С)	Без термической обра- ботки	(180—230)	(70)	(25)	(25)	(40)	(6,0)	(60)	2000	8,10

Примечание В скобках указаны механические свойства по ТУ.

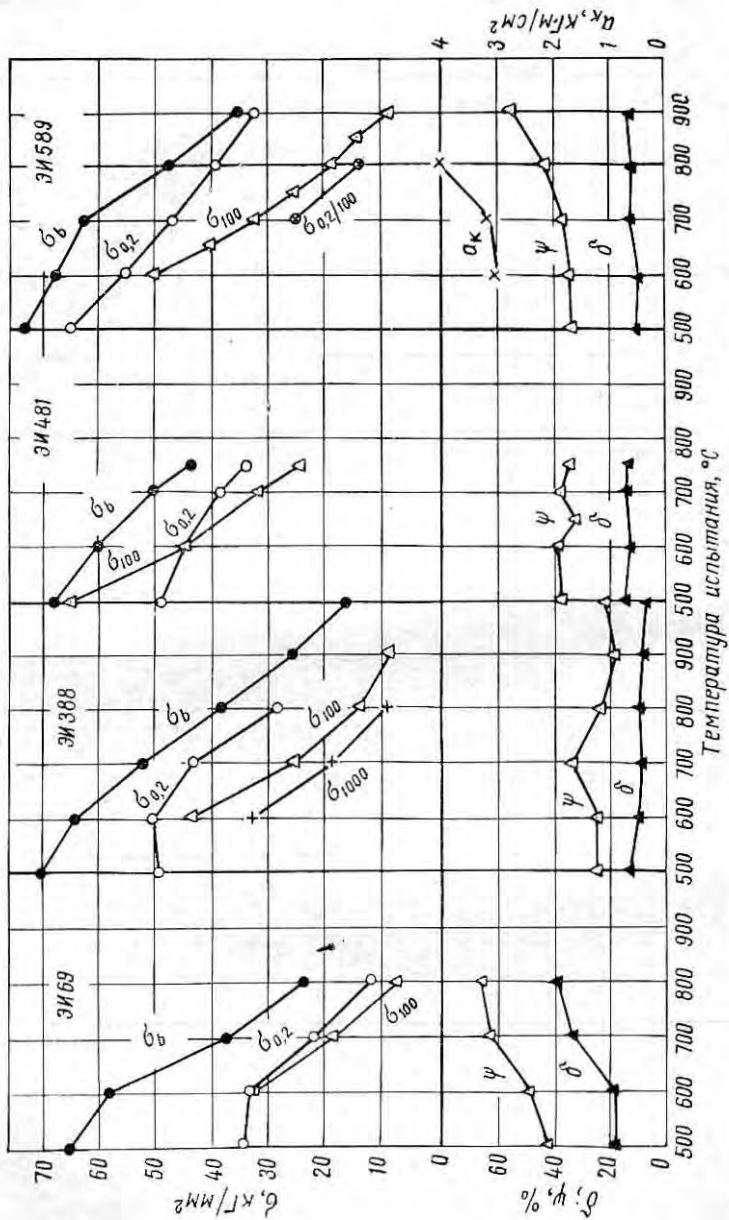


Рис. 157. Изменение механических свойств сталей марок ЭИ689, ЭИ388, ЭИ481 и ЭИ589 в зависимости от температуры испытания

Сталь ЭИ69 изучали в работах [1, 2, 12, 180—183].

Эта сталь относится к группе аустенитных стареющих сталей и свойства ее в большой степени зависят от режима термической обработки. После гомогенизирующей закалки на аустенит с высоких температур (1180° С в воде) сталь имеет почти чисто аустенитную структуру с небольшим количеством первичных карбидов.

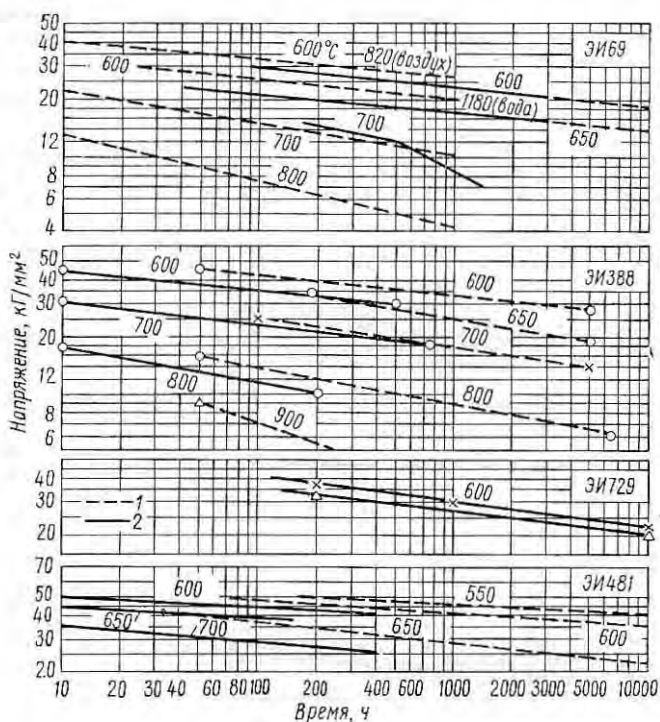


Рис. 158. Кривые длительной прочности сталей марок ЭИ69, ЭИ388, ЭИ481, ЭИ729 по данным ЦКТИ (1) и автора (2)

После закалки и повторного нагрева ее свойства изменяются в зависимости от температуры и длительности старения (рис. 156) [2, 12].

Способность к дисперсионному твердению определяется температурой закалки и с ее повышением увеличивается.

На рис. 157—159 показано изменение механических и жаропрочных свойств стали 4X14N14B2M в зависимости от температуры испытания. Более высокие сопротивление ползучести и длительная прочность достигаются после закалки с 1200° С в воде при испытании выше 650° С; отожженный при 820° С материал имеет лучшую жаропрочность при пониженных температурах испытания [2].

Повышение жаропрочности этой стали после закалки с температуры выше 1200°C сопровождается уменьшением пластических свойств при температурах испытания 700 и 800°C .

По мнению автора, сталь $4\text{X}14\text{H}14\text{B}2\text{M}$ следует применять лишь для клапанов поршневых двигателей различного назначения.

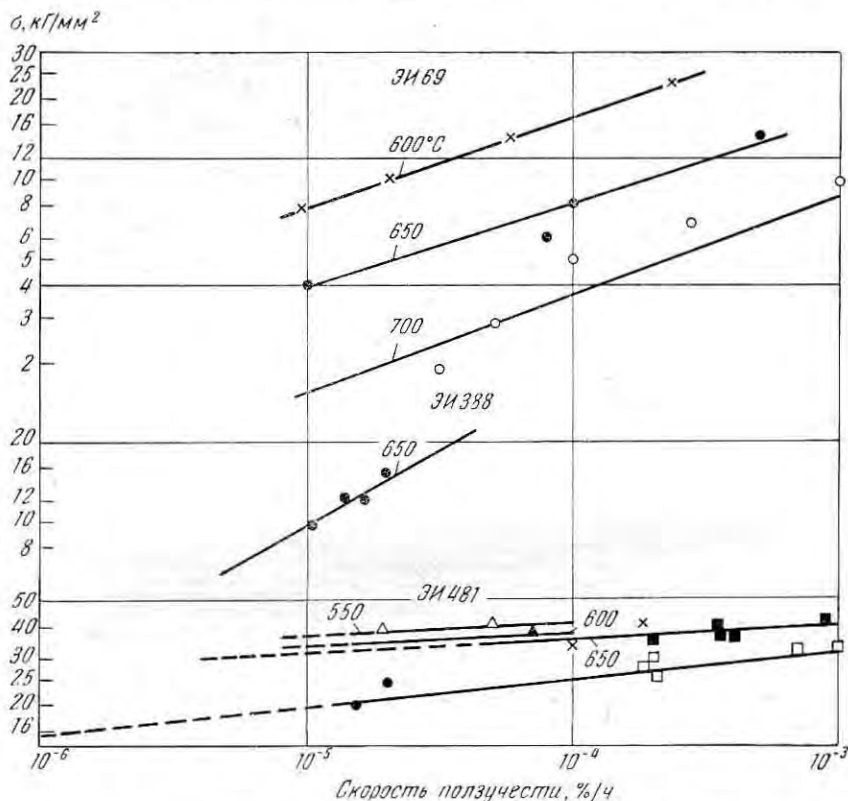


Рис. 159. Зависимость скорости ползучести от напряжения для сталей ЭИ69, ЭИ388, ЭИ481 при различных температурах

Хромоникельвольфрамовая сталь с кремнием марки $\text{X}14\text{H}14\text{CB}2\text{M}$ (ЭИ240)

Эта сталь применяется для изготовления клапанных седел поршневых двигателей. Повышение содержания кремния до 3% в сталях типа 14-4-2 способствует увеличению сопротивления окислению. При 650°C 500-ч лительная прочность составляет 14 кг/мм^2 , 1000-ч 13 кг/мм^2 ; при 800°C — соответственно 4,6 и $3,5 \text{ кг/мм}^2$ [2].

Хромомарганцевоникелевая сталь 14-8-6 (ЭИ388) *

Эта сталь применялась при изготовлении лопаток газовых турбин авиационных двигателей [3, 4], а в настоящее время успешно используется в качестве крепежного материала для некоторых двигателей и поковок турбонасосных агрегатов. В тех случаях, когда требуется экономичный материал для работы при малых напряжениях и температурах до $750\text{--}800^\circ\text{C}$, сталь ЭИ388 можно применять для газовых турбин длительного действия. На отдельных турбовинтовых двигателях лопатки из стали марки ЭИ388 обеспечивали наработку до 1000 ч (свойства стали ЭИ388 приведены на рис. 1—3, 12, 13, 17, 76, 147, 150, 155, 157—159).

Упрочнение происходит за счет образования карбидов хрома и ванадия. Сталь имеет узкий ($1180\text{--}1220^\circ\text{C}$) интервал температур закалки. Максимум твердости и прочности, которую сталь приобретает при старении, относится к $650\text{--}700^\circ\text{C}$ (см. рис. 149). Однако во избежание чрезмерной хрупкости старение проводят при более высокой температуре (800°C), т. е. дают некоторое перестарение. Основные фазы, выделяющиеся при старении, — карбиды ванадия типа VC и карбиды хрома типа Cr_{23}C_6 . Кроме того, часть хрома входит в состав карбида ванадия и часть ванадия входит в состав карбида хрома. Максимальное количество ванадия, связанного в карбид ванадия типа VC, приходится на 800°C , а хрома, связанного в карбиды хрома, — на $900\text{--}1000^\circ\text{C}$ [5].

По данным ЦНИИТМАШ и ЦКТИ, сталь ЭИ388 имеет высокую релаксационную стойкость (см. табл. 9) и в ряде случаев ее успешно используют вместо стали марки ЭИ69 для крепежа.

Длительная прочность и эксплуатационная стойкость стали в основном зависят от величины зерна и особенно от его однородности. Поэтому при изготовлении деталей важно соблюдать режимы горячей обработки давлением; сталь следует ковать и штамповать в интервале $1160\text{--}1000^\circ\text{C}$ с тем, чтобы при термической обработке получить равномерную мелкозернистую структуру. Лопатки с мелкозернистой структурой работали по $150\text{--}800$ ч, в то время как с разнотернистой структурой при тех же условиях ~ 50 ч. Испытания на длительную прочность и усталость образцов с мелкозернистой и крупнозернистой структурами показали, что мелкозернистая структура имеет некоторые преимущества.

Разнотернистость устраняется термомеханической обработкой, состоящей в совмещении нагрева под закалку с обработкой давлением. Заготовки лопаток нагревали в течение $30\text{--}40$ мин при $1180 \pm 10^\circ\text{C}$, затем быстро переносили под молот, где подвергали энергичной деформации с обжатием около $20\text{--}30\%$ и быстро охлаждали в воде. Старение проводили при 800°C в течение $8\text{--}10$ ч. Все операции термомеханической обработки тщательно контролиро-

* Разработана Ф. Ф. Химушиным и Л. Е. Конторовичем.

вали. После такой обработки лопатки на отдельных двигателях имели наработку до 1000 ч в условиях высоких температур (800°C), но при сравнительно невысоких напряжениях, порядка 6 кг/мм^2 .

Сталь марки ЭИ388 чувствительна к надрезу, что выявляется испытаниями на длительную прочность и особенно на усталость. Однако в эксплуатации не было случаев поломок лопаток по этой причине, так как конструкции, в которых применялась эта сталь, имели достаточный запас прочности в местах крепления лопаток.

Сталь ЭИ388 обладает ограниченной стойкостью против окисления при температурах выше $700\text{--}750^{\circ}\text{C}$. Применение никелевого электролитического покрытия ($0,05\text{ мм}$) обеспечивало надежную работу в эксплуатации при $\sim 800^{\circ}\text{C}$.

Особенно высокую стойкость против растрескивания при испытании на теплосмены показали алитированные образцы. Свойства стали описаны в работах [3—5].

Хромомарганцевоникелевая сталь типа 13-8-8-V-Mo-Nb (ЭИ481) *

Сталь нашла широкое применение при изготовлении турбинных дисков массой от 50 до 1000 кг и диаметром до 1 м, бандажных колец, соединяющих диски, экранов, лабиринтных уплотнений и крепежного материала различных газотурбинных установок [3—5; 137, с. 42].

Свойства стали ЭИ481 приведены на рис. 1, 2, 15—17, 37, 76, 156—159.

Основной упрочняющей фазой является карбид ванадия (VC), максимальное выделение которого наблюдается при $650\text{--}800^{\circ}\text{C}$ [5]. При более высоких температурах старения выделяется кубический карбид хрома типа Cr_{23}C_6 с примесью небольших количеств Mn, Mo, V и Fe; максимальное его количество выделяется при 900°C (рис. 160).

В работах К. И. Терехова, Н. Ф. Лашко и К. П. Сорокиной [137, 184] показано, что ниобий практически находится в связанном состоянии в виде труднорастворимого карбида (NbC), который растворяет незначительные количества молибдена и ванадия.

При постоянной длительности старения (16 ч) наибольшее упрочнение достигается при 700°C , а при очень длительных выдержках смещается в сторону более низких температур (см. рис. 156).

Однако старение при $650\text{--}700^{\circ}\text{C}$ сообщает стали пониженную и неустойчивую жаропрочность при рабочих температурах ($600\text{--}700^{\circ}\text{C}$) вследствие чувствительности стали к надрезу. Это хорошо иллюстрируется испытаниями гладких и надрезанных образцов (см. рис. 45).

* Разработана коллективом в составе Ф. Ф. Химушина, К. И. Терехова, И. М. Гаврилова, Е. С. Овсепян и З. А. Шеванковой.

Исследования показали, что при температуре испытания 650°C нет большой разницы в длительной прочности стали с различной твердостью, если испытания проводить на гладких образцах; при испытании образцов с надрезом разница во времени до разрушения (650°C и $\sigma = 35 \text{ кг/мм}^2$) в зависимости от твердости очень большая.

В табл. 43 приводятся данные испытаний на длительную прочность образцов, вырезанных из поковок турбинных дисков после

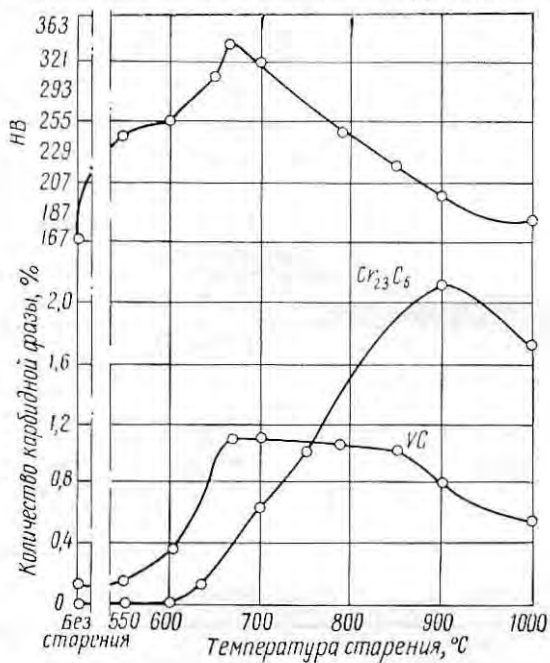


Рис. 160. Изменение твердости и количества карбидной фазы в стали ЭИ481 в зависимости от температуры старения

различных вариантов термической обработки, включая режим, вызывающий чувствительность к надрезу.

После старения при $780\text{--}800^{\circ}\text{C}$ та же сталь показывает на гладких и надрезанных образцах одинаковое время до разрушения. Это означает, что применение повышенных температур старения устраняет чувствительность стали ЭИ481 к надрезу.

В тех случаях, когда ступичная часть диска работает при температурах не выше 450°C и имеет очень высокие напряжения, диски обрабатывают на разную твердость. Весь диск после закалки с 1140°C подвергают двойному старению при 670 и 770°C , а обод — дополнительно третьему старению в особой круговой печи при $800\text{--}840^{\circ}\text{C}$. При такой обработке центральная часть диска (ступица и полотно) приобретает высокую твердость и прочность,

**ТАБЛИЦА 43. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ДИСКОВ
ИЗ СТАЛИ ЭИ481 ПРИ 650° С ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ С 1140±10° С
И РАЗЛИЧНЫХ ВАРИАНТОВ СТАРЕНИЯ**

Режим старения	Время до разрушения, г	δ, %	ψ, %
$\sigma = 38 \text{ кг/мм}^2$			
Серийный режим: 660° С, 16 ч + 790° С, 16 ч	82 (>351) *	12,8	24,7
	74 (>697)	8,4	22,5
	133 (>585)	9,4	17,7
Сокращенный вариант: 710° С, 10 ч + 820° С, 6 ч	165 (>574)	5,4	13,6
	87 (350)	8,0	17,9
	120 (220)	5,2	11,2
$\sigma = 35 \text{ кг/мм}^2$			
Режим **, определяющий чувствительность к надрезу: 700° С, 16 ч	150 (2,5)	1,0	2,0
	75 (3,25)	0,5	3,0
	200 (10)	1,5	3,5

* Все значения длительной прочности указаны для гладких образцов, в скобках — для образцов с надрезом ($r = 0,5 \text{ мм}$). ** В настоящее время этот режим не применяют.

**ТАБЛИЦА 44. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
И ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ОБРАЗЦОВ ДИСКОВ ИЗ СТАЛИ ЭИ481,
ОБРАБОТАННЫХ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫМ СПОСОБОМ**

Механические свойства

Образец	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ, %	ψ, %	a_K кг·м/см ²	НВ
Обод	92—102	54—70	16—30	18—39	2,3—4,6	302—269
	85	≥60	≥12	≥16	≥2,5	302—277
Ступица	93—114	76—90,8	10—20	15—26	2,2—3,25	341—311
	≥100 и 95	≥72	8	10	2,0	341—311

Длительная прочность образцов, ч (650° С, $\sigma = 38 \text{ кг/мм}^2$)

Место вырезки образца	А	Б
Обод	50 >35	90—190 >35
Полотно	68	≥177
Ступица	35	>170

Примечание. В числителе указаны экспериментальные значения; в знаменателе — по ТУ.

а обод диска — несколько меньшую твердость и прочность (табл. 44), однако материал диска по ободу становится нечувствительным к надрезу. Применение таких дисков позволяет конструктору существенно уменьшать их массу за счет уменьшения толщины ступицы.

При охлаждении в процессе закалки на воздухе, особенно деталей большой массы, характеристики жаропрочности резко падают, так как в процессе охлаждения успевает пройти частичная коагуляция карбидов.

При горячей обработке давлением следует избегать перегрева выше 1160°C , так как это вызывает резкое снижение механических и жаропрочных свойств материала дисков.

Разнозернистость, возникающая из-за неправильной горячей обработки давлением, также отрицательно сказывается на механических свойствах материала при высоких температурах и на его эксплуатационной стойкости.

Коэффициент линейного расширения стали марки ЭИ481 зависит от режима старения. Сталь большей твердости обладает большим коэффициентом линейного расширения. Более полный распад γ -твердого раствора при $\sim 800^{\circ}\text{C}$ вызывает более сильное сокращение объема, чем в случае низких температур старения.

Опыт показывает, что крепление диска третьей ступени из стали ЭИ481 с дисками второй и первой ступеней из сплава ЭИ437, несмотря на разницу коэффициентов линейного расширения, обеспечивает надежную работу газотурбинного двигателя.

Необходимо отметить, что сталь марки ЭИ481 хорошо сопротивляется окислению до 750°C , при более высоких температурах окислительная стойкость стали резко ухудшается.

В табл. 45 приведены пределы ползучести и выносливости (см. также рис. 157—159).

ТАБЛИЦА 45. ПРЕДЕЛЫ ПОЛЗУЧЕСТИ И ВЫНОСЛИВОСТИ СТАЛИ ЭИ481

Температура испытания, $^{\circ}\text{C}$	$\sigma_{0,2/100}$, кг/мм^2	$\sigma_{0,2/200}$, кг/мм^2	σ_{ω}^* , кг/мм^2
500	—	39	—
600	22,0	—	—
650	17,5	29	40 (34)
700	15,8	16,5	35 (30)

* σ_{ω} — для числа циклов $3,5 \cdot 10^6$; образцы гладкие, в скобках — с надрезом.

Сталь ЭИ481 сваривается различными методами. В процессе электрошлаковой сварки толстых сечений наблюдался интенсивный рост зерна вблизи линии сплавления с частичным растворением карбидов. Шов имел дендритную аустенито-карбидную структуру.

Многие детали из стали ЭИ481, в том числе и диски, изготавливают литыми, и после соответствующей термической обработки

они обладают приемлемыми жаропрочными свойствами. По механическим свойствам, определяемым при кратковременных испытаниях (прочность и пластичность), литая сталь ЭИ481 уступает деформируемой [5].

Считалось, что дисперсионно твердеющие стали нельзя использовать для изделий, работающих длительное время. В работе [185] определяли жаропрочные характеристики стали марки ЭИ481 применительно к длительному сроку службы. Образцы обрабатывали по общепринятому режиму: закалка с 1150° С в воде + старение 16 ч при 670° С и 16 ч при 790° С.

На рис. 161 показано, что длительные выдержки (до 10 000 ч) при 550—600° С оказывают сравнительно небольшое влияние на изменение механических свойств, определенных при комнатной температуре. Старение при 650 и 700° С вызывает некоторое разупрочнение стали — тем большее, чем выше его температура и больше продолжительность.

Ударная вязкость при комнатной температуре после длительного старения изменяется незначительно. Ее значения уменьшаются с 4 до 3 кГ/см².

Аналогичное изменение механических свойств происходит и при 650° С.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что сталь марки ЭИ481 целесообразно использовать для деталей, работающих при температурах до 650° С в условиях длительно приложенных и достаточно высоких нагрузок.

В табл. 46—48 приведены результаты определения длительной прочности и ползучести поковок дисков из сталей марок ЭИ481,

ТАБЛИЦА 46. ПРЕДЕЛЫ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ПОКОВОК ДИСКОВ

Сплав	Температура испытания, °С	σ_{1000}	σ_{3000}	σ_{10000}
		кГ/мм ²		
ЭИ481	600	27—41	26—38	25—36
	650	22—28	21—22	20—23
ЭИ612Т	600	28—40	27—39	28—39
	650	23—32	22—31	21—20
ЭИ787	600	55—60	50	40
	650	45,5	43	39,5
	700	30—32	29	24
	750	23	20	17
ЭИ607А	650	30—32	27—31	24—27
	700	23—30	—	18—22
	750	18	—	—

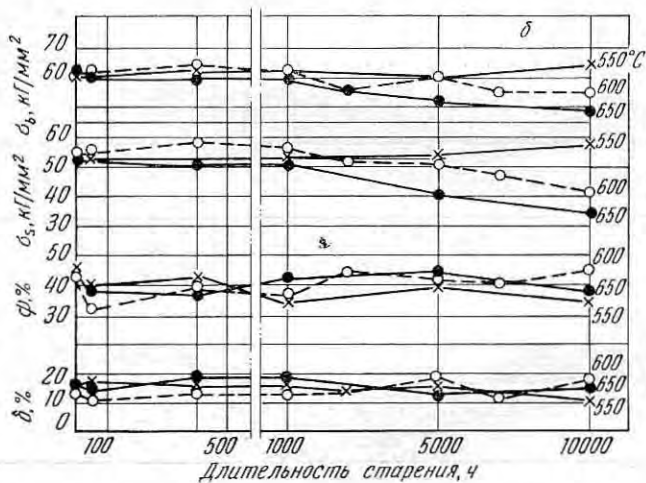
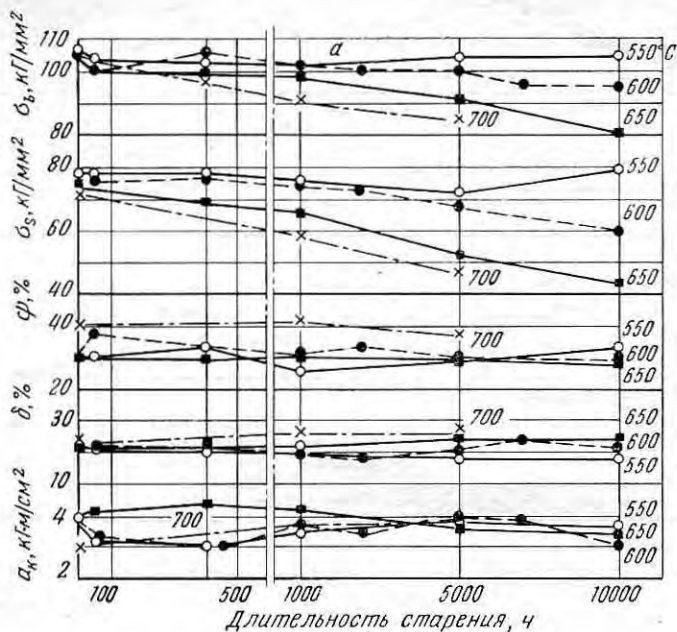


Рис. 161. Влияние продолжительности и температуры старения на изменение механических свойств стали марки ЭИ481 при 20 (а) и 650° С (б)

Т А Б Л И Ц А 47. РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ ПРИ ПЕРЕМЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЯХ

Сплав	Обработка	σ , кг/мм ²	Скорость ползучести по II перио- де, %/ч	т, ч	$\delta_{\text{разр.}}$ %	$\Psi_{\text{разр.}}$ %	Число циклов до разрушения	$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} \cdot 100$, %
ЭИ481	500° С, 9 ч + 550° С, 10 ч + 600° С, 4 ч + + 650° С, 1 ч	42	$6,6 \cdot 10^{-3}$	379	11,85	21,7	15,5	-11,8
		40	$6 \cdot 10^{-4}$	738	0,91	—	29,5	-12,5
		40	$2,25 \cdot 10^{-3}$	768	3,65	11,93	32	-12,5
		38	$1,81 \cdot 10^{-4}$	2494	1,36	1,5	103	-5,3
		37	$3,87 \cdot 10^{-4}$	3732	3,7	5,7	154	-2,7
ЭИ612	500° С, 9 ч + 550° С, 10 ч + 660° С, 4 ч + + 650° С, 1 ч	42	$1,16 \cdot 10^{-2}$	120	4,05	6,1	5	-29,0
		40	$8,98 \cdot 10^{-3}$	384	4,92	6,4	16	-20,0
		38	$8,8 \cdot 10^{-4}$	1081	2,23	3,55	45	-7,9
		36	$1,84 \cdot 10^{-3}$	2160	2,12	2,58	89	-5,5
		34	$2,38 \cdot 10^{-4}$	2442	3,07	2,75	102	-5,9
			$3,7 \cdot 10^{-5}$	>5300	—	—	>220	>3,5
ЭИ607А	600° С, 9 ч 30 мин + + 650° С, 10 ч 30 мин + 700° С, 2 ч 18 мин + 750° С, 12 мин	32	$3,2 \cdot 10^{-3}$	696	5,0	8,6	29	+3,0
		29	$7,3 \cdot 10^{-4}$	1042	2,84	10,2	42,5	0
		27	$2,8 \cdot 10^{-4}$	2040	3,7	9,03	85	0
		25	$1,1 \cdot 10^{-5}$	9216	4,25	5,9	384	+10,0
	700° С, 8 ч + 750° С, 8 ч	20	$8,18 \cdot 10^{-4}$	608	7,54	18,9	38	0
		16	$1,4 \cdot 10^{-4}$	2765	8,70	13,8	174	+4,0
	700° С, 2 ч + 750° С, 2 ч 650° С, 8 ч + + 750° С, 8 ч	20	$6,8 \cdot 10^{-4}$	487	8,48	20,2	122	-4,5
		16	$2,1 \cdot 10^{-4}$	1 635	7,6	17,3	400	-9,0
		20	$1,2 \cdot 10^{-3}$	48 950	16,57	19,5	30,5	-4,5
		16	$1,5 \cdot 10^{-4}$	2 341	2,44	15,7	146	+1,0

ТАБЛИЦА 48. РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ
ПРИ ПЕРЕМЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЯХ

Температура испытания, °С	σ , кг/мм ²	Продолжительность испытания, ч		Скорость ползучести, %/ч	τ , ч	Число циклов до разрушения	δ разг. %
		под нагрузкой	без нагрузки				
<i>Сплав ЭИ607А</i>							
700	27	—	—	$3 \cdot 10^{-4}$	1299	—	4,52
		24,0	24,0	$3,7 \cdot 10^{-4}$	879	36,5	2,58
		2,0	2,0	$1,3 \cdot 10^{-4}$	1626	812,5	1,90
		0,5	0,5	$4,4 \cdot 10^{-4}$	908	1 816,0	1,83
		0,04	0,04	$1,6 \cdot 10^{-4}$	1650	32 600	2,03

Сталь ЭИ481

650	32	Постоянная	—	$6,26 \cdot 10^{-4}$	734	—	1,16
		24,0	24,0	$3,08 \cdot 10^{-4}$	892	33,5	0,80
		0,5	0,5	$3,57 \cdot 10^{-4}$	1603	3 206,0	3,35
		0,4	0,04	$5,7 \cdot 10^{-5}$	>2320	>55 540	—
600	40	Постоянная	—	—	2609	—	1,18
		24,0	24,0	—	2058	85,5	—
		0,5	0,5	—	1430	2860,0	0,68

ЭИ612Т, ЭИ787 и ЭИ607А, используемых для работы в газовых турбинах транспортного и судового машиностроения.

Установлено, что длительная прочность и сопротивление ползучести стали ЭИ481 и сплава ЭИ607А при повторно статических напряжениях в изотермических условиях при 600 и 650° С для стали ЭИ481 и при 700° С для сплава ЭИ607А практически совпадают с соответствующими характеристиками, определенными при непрерывных испытаниях в условиях постоянных напряжений. Диски из сталей марок ЭИ481 и ЭИ612Т по работоспособности в условиях многократных теплосмен равноценны, но с точки зрения экономии никеля имеет преимущества сталь ЭИ481. Это подтверждено натурными испытаниями материала в виде дисков на газовых турбинах мощностью 600 и 1500 квт. Циклические испытания подтвердили безопасность пусковых режимов, при которых величины суммарных напряжений за цикл в любом месте диска не превышают двойного предела текучести.

Установлено, что сталь ЭИ481 склонна к межкристаллитной коррозии и для работы в морских условиях и сильно агрессивных средах не рекомендуется, особенно в виде крепежа.

В связи с широким применением стали марки ЭИ481 с целью улучшения ее свойств изучали влияние легирующих элементов [5].

В табл. 49 показано влияние никеля на свойства стали с 0,40% С, 12,5% Cr, 8% Mn, 1,5% V, 1,39% Mo (без ниобия).

ТАБЛИЦА 49. ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ТИПА ЭИ481

Содержание никеля, %	Температура испытания, °С	Кратковременные испытания			Длительные испытания			
		σ_{β} , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	σ , кг/мм ²	τ , ч	δ , %	ψ , %
0	750	—	—	—	25	283	5,2	13
	800	36	24	33—63	20	55	8,4	18
2,2	750	—	—	—	25	68	9	33
	800	42	15	18—30	20	107	12	28
3,9	750	—	—	—	25	100—220	4	4—14
	800	42	14	31	30	122	10	30
5,8	750	—	—	—	25	133	4,4	11
	800	41	16	28	20	90	7,2	24

* Термическая обработка: при содержании никеля 0; 2,2 и 5,8% — закалка с 1140° С, 1,5 ч, вода + старение 16 ч при 650° С и 10 ч при 780° С; при содержании 3,9% никеля — закалка с 1200° С, 1 ч, вода + старение 16 ч при 600° С и 10 ч при 800° С.

При изучении влияния влияния хрома и марганца выяснилось, что содержание марганца можно уменьшить до 5—7%, а количество хрома оставить прежним (11,5—14,5%).

Хромомарганцевоникелевая сталь типа 13-8-5 (ЭИ734)

Установлено, что весьма близкими к стали ЭИ481 механическими и жаропрочными свойствами обладает сталь ЭИ734 без ниобия и с меньшим содержанием никеля (4—6%), которая успешно выдержала испытания на двигателе в виде турбинных дисков и соединительных колец [5].

Для экономии никеля и дорогостоящего ниобия эта сталь рекомендуется автором для широкого применения в других отраслях промышленности для турбинных дисков, бандажей и лопаток, работающих при температурах не выше 750° С и умеренных напряжениях. Применение ее в качестве крепежа вместо стали ЭИ69 даст экономию около 8% Ni.

Хромомарганцевоникелевые сложнолегированные стали ЭИ526, ЭИ551, ЭИ552, ЭИ589 и ЭИ590

В результате изучения влияния легирования на свойства хромомарганцевоникелевых сталей типа 13-10-10, 13-8-8 с углеродом и ванадием была установлена возможность получения сталей с более высокими жаропрочными свойствами, чем стали марок ЭИ388 и ЭИ481 [5].

Наиболее высокие жаропрочные свойства показали стали марок ЭИ589 и ЭИ590 (см. рис. 157). В закаленном на аустенит состоянии они имеют умеренную прочность ($\sigma_b = 70 \text{ кг/мм}^2$) и очень высокую пластичность ($\delta = 40 \div 50\%$), в состаренном — высокие механические свойства, уровень которых зависит от режима старения. После старения на максимальную твердость сталь ЭИ589 (см. рис. 156) имеет очень высокую прочность ($\sigma_b = 110 \div 135 \text{ кг/мм}^2$) и удлинение (10—20%). Свойства сталей этого типа подробно описаны в работе [5].

Сталь типа 2X18H13Ф (ЭИ729)

Сталь марки ЭИ729 описана в работе [186] и опробована в качестве крепежного материала в котлотурбостроении при температурах до 600°C . После годичного испытания шпильки, изготовленные из этой стали и сложнoleгированной хромоникелевой стали 18-9-W-Mo-Ti-Nb (ЭИ572), имели высокие механические свойства (см. табл. 50 и рис. 159).

ТАБЛИЦА 50. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ЭИ729 В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ И ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ (1 ГОД)

Термическая обработка	Температура испытания, $^\circ\text{C}$	σ_b кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ %	ψ %	a_k кг·м/см ²
Закалка с 1150°C , вода + старение при 600°C , 100 ч	20	85	40	61	55	20
	550	53	25	41	63	28
	600	47	24	33	48	26
То же + 1 год эксплуатации	20	87—90	47—57	52—63	58—65	33—36
	550	60	28	43	70	25
	600	59	25	41	67	33

Сталь ЭИ729 отличается высокой релаксационной стойкостью при 550 и 600°C и вполне достаточной окалиностойкостью.

Окалиностойкость при 600°C и продолжительности испытания до 1300 ч составляет $0,002 \text{ г/(м}^2 \cdot \text{ч)}$.

Хромоникелевая сталь 1X19H19B2M2B (ЭП399)

Эта сталь предназначена для труб, работающих при 700 — 750°C . Сталь отличается высокой окалиностойкостью, так как имеет повышенное содержание хрома. Ударная вязкость с увеличением продолжительности старения уменьшается с 16 до 3 — $2,5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ после 500 — 5000 -ч нагрева при 750°C . Распределение упрочняющей фазы Лавеса типа $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$ или, вернее, $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ni})_2(\text{W}, \text{Mo})$ различно в случае стали, состаренной под напряжением и без него. Кроме фазы Лавеса, в стали дополнительно выделяется карбид хрома типа Me_{23}C_6 . При 700°C $\sigma_{10^5} = 16 \text{ кг/мм}^2$, а при 750°C $\sigma_{10^5} = 8 \text{ кг/мм}^2$.

ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Жаропрочные сплавы на железной основе, легированные титаном и другими элементами, были разработаны давно. Долгое время они не могли конкурировать со сплавами на кобальтовой и никелевой основах из-за непостоянства жаропрочных свойств, связанного с загрязнением шихты (железа) легкоплавкими вредными примесями.

В последнее время эти сплавы успешно применяют при изготовлении многих деталей газотурбинных двигателей у нас (табл. 51) и за рубежом (см. табл. 71).

Большим препятствием в применении хромоникелевых сталей с титаном в промышленности была их повышенная чувствительность к надрезу, что особенно сильно сказывалось при высоком содержании титана. Использование специальных режимов термической обработки в сочетании с вакуумной плавкой и легированием другими элементами позволило устранить этот недостаток и повысить жаропрочные свойства.

Постепенное усовершенствование состава хромоникелевых сталей типа 10-20 и 13-35 путем легирования их титаном, бором, молибденом и алюминием позволяет получить жаропрочные стали с высокой длительной прочностью (ЭИ696, ЭИ696М, ЭИ787, ЭИ725, ЭП105 и др. (табл. 52).

Из сравнения данных по отдельному легированию хромоникелевых сталей различными элементами (рис. 162) следует, что комплексное легирование является весьма эффективным.

Необходимо отметить, что наилучшее сочетание технологических и жаропрочных свойств у сложнолегированных деформируемых и литых сталей достигается при выплавке их в вакууме [5, 187, 188].

Структура и фазовый состав жаропрочных сталей с интерметаллидным упрочнением

Влияние легирующих элементов в сталях типа 10-20, 12-25, 13-35 и др. с малым содержанием углерода и присадками титана, бора, молибдена, вольфрама и алюминия изучено в работах З. А. Шеванковой и автора [4, 5, 137], а фазовый состав — в работах К. П. Сорокиной и Н. Ф. Лашко [189 а др.].

Из данных рис. 162 следует, что наиболее эффективным упрочнителем является титан, который при благоприятных температурных условиях, взаимодействуя с никелем, образует γ' -фазу, что сильно повышает твердость и прочностные свойства.

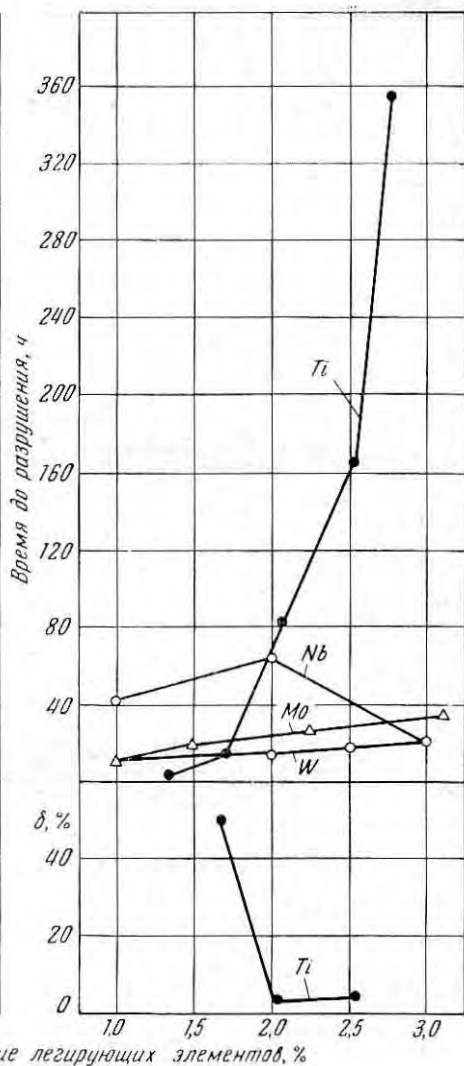
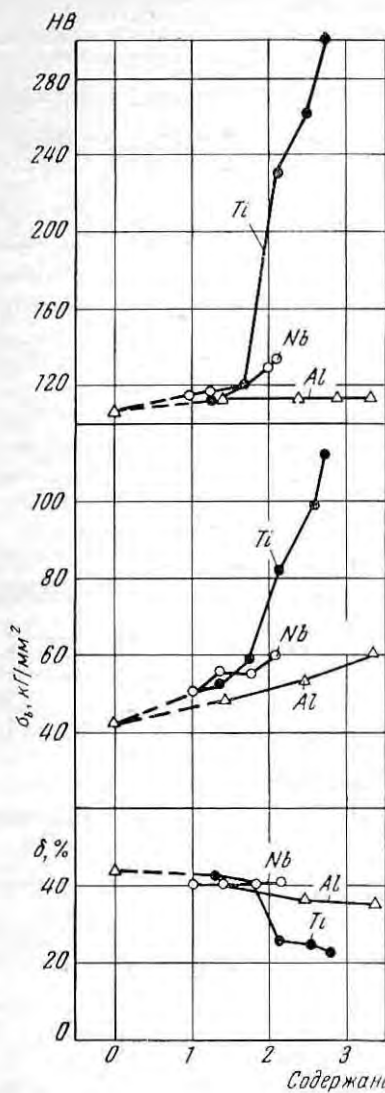


Рис. 162. Влияние легирующих элементов на изменение механических свойств и длительной прочности (700°C , $\sigma = 25 \text{ кг/мм}^2$) хромоникелевых аустенитных сталей после закалки их на воздухе и 16 ч старения при 700°C

Т А Б Л И Ц А 51. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, И НАЗНАЧЕНИЕ ЖАРО

Марка стали по ГОСТу (в скобках — заводская)	C	Si	Mn	Cr	Ni
X12H20T3P (ЭИ696А)	≤0,10	≤1,0	≤1,0	10,0—12,5	18,0—21,0
X12H20T2 (ЭП452ВД)	≤0,10	≤0,6	≤0,6	10,5—12,5	18—21
X12H20T3P (ЭИ696)	≤0,10	≤1,0	≤1,0	10,0—12,5	18,0—21,0
X12H22T3MP (ЭИ696М, ЭП33)	≤0,10	≤0,6	≤0,6	10,0—12,5	21,0—25,0
XH35BTЮ (ЭИ787)	≤0,8	≤0,6	≤0,6	14,0—16,0	33,0—37,0
XH35BMTP (ЭИ692)	≤0,12	≤0,6	≤1,0	14,0—16,0	32,0—36,0
X15H30BMT (ЭП437, ВЖ102)	≤0,10	≤0,6	≤0,6	14—16	27—28
XH35BT (ЭИ612)	≤0,12	≤0,6	1,0—2,0	14,0—16,0	34,0—38,0
XH35BTP (ЭИ725)	≤0,10	≤0,6	≤1,0	14,0—16,0	35,0—38,0
ЭИ725 (ЭП164)	≤0,08	≤0,6	0,5—1,0	14—16	22—25
(ЭП105)	≤0,1	≤0,6	≤0,6	12,0—15,0	33,0—37,0
H36XTЮ (ЭИ702)	≤0,05	≤0,6	0,8—1,3	11,5—13,0	34,5—36,5
(ЭП260)	≤0,10	≤0,6	≤0,6	10—12,5	21—25
H36XTЮМ8 (ЭП52)	≤0,05	≤0,5	0,8—1,2	11,5—13,5	34,5—36,5
H42XTЮ (H41XT)	≤0,05	0,5—0,8	0,5—0,8	5,1—5,9	41,5—43,5
X15H24V4T2P1 (ЭП467)	≤0,08	≤0,5	0,5—1,0	14,5—16,5	22—26

* Содержание бора расчетное.

** Хорошо сваривается, но имеет меньшую длительную прочность (ЧМТУ-1-350—68)

Mo	Ti	W	Al	Другие элементы	Назначение
—	2,3—2,8	—	≤0,5	0,008B *	Высоконагруженные детали, соединяемые сваркой и работающие при 500—750° С, кольцевые детали, корпуса, соединительные кольца, лист
—	2,3—2,8	—	≤0,5	Без В**	
—	2,6—3,2	—	≤0,8	0,008—0,02В *	Диски, кольца, крепеж, лопатки турбины (поковки, сорт) для работы до 700° С (плохо сваривается)
1,0—1,6	2,6—3,2	—	≤0,8	≤0,02В *	Турбинные диски, диски компрессора, кольцевые детали корпуса турбины, соединительные кольца, крепежные детали, рабочие лопатки турбины компрессора для работы до 750° С. Пружины и другие упругие элементы
—	2,8—3,2	2,0—3,5	0,7—1,7	0,02В *	Диски и лопатки турбин и компрессора, кольца
2,0—3,0	1,1—1,5	2,3—3,3	—	0,025Сe; 0,020В *	Крепежные детали, лопатки стационарных турбин, работающие при 650—700° С
3,0—4,0	1,8—2,3	4,5—6,0	≤0,5	0,02Zr	Сварные детали
—	1,1—1,5	2,8—3,5	—	—	Лопатки стационарных газовых турбин, диски, роторы, крепежные детали, работающие при 650—700° С
—	1,1—4,5	4,0—5,0	—	0,25Сe; 0,005В *	Толстолистовые детали стационарных турбин, работающие при 750° С
—	1,4—1,8	4,0—5,0	—	0,005В * 0,025Сe	То же
3,0—3,8	2,0—2,6	—	2,4—3,2	До 0,015В * 0,1Сe	Работающие лопатки и диски турбин, работающие при температурах до 800° С
—	2,7—3,2	—	0,9—1,2	0,02P; 0,02S	Пружины
8—10	2,0—2,5	—	≤0,8	0,005В *; 0,010S; 0,020P	Сварочная проволока
7,5—8,5	2,8—3,2	—	0,9—1,2	—	Пружины
—	2,4—3,0	—	0,5—1,0	—	Пружины
—	1,5—2,2	4,0—5,0	—	0,4-0,78	Сварные детали

ТАБЛИЦА 52. РЕЖИМЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ

Маркировка	Полуфабрикат	Термическая обработка	Механические	
			HV ($d_{отп}$)	σ_b кг/мм ²
X12H20T3P (ЭИ696А)	Прутки, поковки	I. Закалка с 1100—1150°С, 2 ч, воздух или вода, старение при 750—775°С, 25—15 ч, воздух *	3,9—3,5 (241—302)	(80)
	Листы холоднокатаные	II. Закалка с 1020—1040°С, воздух или вода	—	(60)
	Лента		—	(55)
ЭИ696А (ВД)	Листы холоднокатаные	I. Закалка с 1020—1060°С, вода или воздух	—	(75)
		II. То же + старение при 700—730°С, 8 ч, воздух	—	(100) 700°С (60)
X12H20T3P (ЭИ696)	Прутки шестигранные	Закалка с 1100—1150°С, воздух + старение при 700—750°С, 16 ч, воздух	3,8—3,5 —	100 (90)
	Поковки		3,4—3,8	(90)
X12H22T3MP (ЭИ696М, ЭП33)	Прутки, штанги и шайбы	I. Закалка с 1100—1130°С, воздух или масло и старение при 750—800°С, 16—25 ч, воздух	3,4—3,8	(90)
		II. Закалка с 950—1050°С, масло + старение, 730—780°С, 16 ч + старение при 600—650°С, 10—16 ч, воздух	3,0—3,5	100
		III. ТМО (в состоянии после горячей прокатки иликовки дается старение при 750—770°С, 10 ч)	3,0—3,5	125
XH35BTЮ (ЭИ787)	Поковки	I. Закалка с 1150—1180°С, воздух + 2-я закалка с 1050°С, 4 ч, воздух и старение при 750—840°С, 16—25 ч, воздух	3,25—3,65	(95)

СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

свойства при 20° С				Длительная прочность			ГОСТ или ТУ
$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг·м/см ²	t , °С	σ кг/мм ²	τ , ч	
(45)	(15)	(15)	≥ 3	700	40	≥ 30	ЧМТУ 5905—57
—	(40)	—	—	—	—	—	ЧМТУ 5658—56
—	(35)	—	—	—	—	—	ЧМТУ 5482—56
—	(40)	—	—	—	—	—	ЧМТУ ЦНИИЧМ 830—62
—	$\frac{(20)}{700^\circ\text{C}}$ (20)	—	—	—	—	—	ЧМТУ ЦНИИЧМ 830—62
60 —	25 (10)	30 (15)	8—12 —	700 —	(40) —	(≥ 50) —	ЧМТУ 5905—57
(55)	(15)	(20)	(≥ 5)	700	(40)	(≥ 50)	ЧМТУ 5469—56
(60)	(8)	(10) ВД (12)	(≥ 3)	750 или 700	(30) (40)	(≥ 50) (≥ 100)	ЧМТУ ЦНИИЧМ 1275—65
70	10	10 ВД (14)	≥ 3	600	(58)	(≥ 50)	ЧМТУ ЦНИИЧМ 1275—65
90	15	40	≥ 3	500 600	85 60	≥ 100 ≥ 100	СТУ
(60)	(6)	(8)	($\geq 2,5$)	750	(30)	(≥ 100)	ЧМТУ ЦНИИЧМ 710—62

Маркировка	Полуфабрикат	Термическая обработка	Механические	
			НВ ($d_{отп}$)	σ_b кг/мм ²
ХН35ВТЮ (ЭИ787)	Прутки	II. Закалка с 1150—1180°С, воздух + 2-я закалка с 1050°С, 4 ч, воздух и старение при 750—840°С, 16—25 ч, воздух	3,25—3,6	(95)
	Детали	III. ВТМО (нагрев до 1120°С, выдержка 60 мин + штамповка, охлаждение на воздухе + старение при 750°С, воздух)	3,2—3,05	135
Х15Н30ВМТ (ЭП437, ВЖ102)	Прутки	I. Закалка с 1150°С, 2 ч, воздух + старение при 750°С, 16 ч, воздух	—	(95)
	Лист	II. Закалка с 1080—1120°С, воздух	—	(70)
ЭП105 (ЭП203)	Поковки	Закалка с 1130—1150°С, масло + старение 820—845°С, 16—5 ч, воздух + старение при 650—730°С, 16 ч, воздух	3,4—3,7	95
ЭПЮ5ВД	Поковки	То же	3,4—3,7	95
		ТМО (нагрев до 1100°С + штамповка, охлаждение на воздухе + старение)	3,2—3,05	135
ХН35ВМТР (ЭИ692)	Прутки	Закалка с 1140—1160°С, воздух + двойное старение при 750°С, 24 ч и 700°С, 16 ч, воздух	—	(83)
ХН35ВТ (ЭИ612)	Прутки	Закалка с 1080—1100°С, воздух + старение при 700°С, 50 ч	—	(75)
	Поковки	То же (образцы продольные) То же (образцы тангенциальные)	— —	(75) (75)
ХН35ВТР (ЭИ725)	Листы	Закалка с 1130—1150°С, воздух + старение при 750°С, 24 ч	—	(80)

Примечание. В скобках приведены значения свойств, требуемые ТУ.

* Температура закалки снижена с 1170—1190 до 1100—1150°С, а для сварных уз

свойства при 20° С				Длительная прочность			ГОСТ или ТУ
$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг·м/см ²	t , °С	σ кг/мм ²	τ , ч	
(65)	(6)	(8)	($\geq 2,5$)	750	(30)	(≥ 100)	ЧМТУ ЦНИИЧМ 63—58
95—100	20—24	36—45	$\geq 7-8,4$	—	—	—	СТУ
(65)	(12)	(16)	(≥ 4)	700	40	≥ 50	ЧМТУ ЦНИИЧМ 843—63
(40)	35	—	—	—	—	—	—
70	8	13	2,5	750	35	≥ 50	ЧМТУ ЦНИИЧМ 1269—64
70	10	15	2,5	750	35	≥ 50	ЧМТУ ЦНИИЧМ 1269—64
95—	15	25	$\geq 3,0$	—	—	—	ЧМТУ 4346—53
(49)	(22)	(26)	(6)	—	—	—	
(40)	(15)	(35)	(6)	—	—	—	ЧМТУ ЦНИИЧМ 37—58
(40)	(15)	(35)	(6)	—	—	—	МИ 209—58
(40)	(13)	(20)	(5)	—	—	—	
(45)	(20)	(35)	(10)	—	—	—	ЧМТУ 5593—56

лов — до 1000° С.

Интерметаллидная фаза γ' по химическому составу отвечает соединению никеля с титаном, но отличается от фазы Ni_3Ti (η) с гексагональной плотноупакованной решеткой тем, что имеет ту же (кубическую) решетку, что и γ -твердый раствор, но с несколько отличными параметрами [137, с. 25; 189].

Кроме основной упрочняющей γ' -фазы, в хромоникелевых сложнолегированных сталях встречается фаза Fe_2Ti , а в присутствии больших количеств никеля и алюминия — фаза Ni_3Al и γ' типа $\text{Ni}_3(\text{TiAl})$ *. Так как в этих сталях почти всегда присутствуют

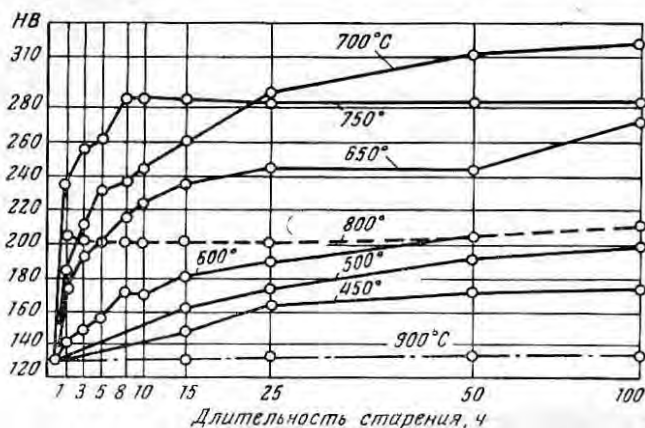


Рис. 163. Кривые старения стали ЭИ696 при различных температурах. Закалка при 1180°C , 2 ч, охлаждение на воздухе

углерод и бор, то, кроме указанных фаз, встречаются боридные фазы различного состава и карбидная фаза типа TiC (табл. 53).

С образованием γ' -фазы при старении связано упрочнение хромоникелевой стали типа 10-20 с 2,5% Ti и изменение других характеристик (рис. 163 и 164).

Максимумы твердости и количества γ' -фазы после 100-ч старения почти совпадают и относятся к температуре старения $750\text{—}775^\circ\text{C}$. При более высоких температурах твердость и количество γ' -фазы в интерметаллидном осадке уменьшаются, что связано с коагуляцией и растворением γ' -фазы. При 875°C γ' -фаза полностью растворяется в γ -твердом растворе [5, 137, с. 25, 189].

Некоторое несовпадение максимумов твердости и количества γ' -фазы в области пониженных температур ($500\text{—}600^\circ\text{C}$) объясняется тем, что упрочнение, т. е. твердость, зависит не только от количества этой фазы, но и от степени ее дисперсности, которая

* В отличие от γ' -фазы $\text{Ni}_3(\text{TiAl})$, образующейся в никелевых сплавах, содержащих алюминий и титан, γ' -фазу в стали ЭИ696 обозначают как $\beta\text{-Ni}_3\text{Ti}$ [189].

Т А Б Л И Ц А 53. ХАРАКТЕРИСТИКА УПРОЧНЯЮЩИХ ФАЗ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Сталь	Термическая обработка	Интерметаллидные фазы		Карбидные и нитридные фазы	Боридные фазы
		структура	количество фазы, %		
ЭИ696	Закалка + старение: 600°С, 16 ч 650°С, 16 » 650°С, 100 » 750—775°С, 16 ч 800—825°С, 500 » 800—925°С, 100 »	— Очень дисперсна » β -Ni ₃ Ti (γ') (г. п. к.) β -Ni ₃ Ti (γ') β -Ni ₃ Ti, Fe ₂ Ti Fe ₂ Ti	— — Есть ~3÷4 — —	TiC TiC TiC TiC TiC TiC TiC	TiB ₂ (MeB ₂) TiB ₂ (MeB ₂) TiB ₂ TiB ₂ TiB ₂ TiB ₂ TiB ₂
	Закалка Закалка + старение при: 650—700°С, 16 ч 750—850°С, 16—500 ч	— β -Ni ₃ Ti (γ') (г. п. к.) β -Ni ₃ Ti (γ') (г. п. к.) β -Ni ₃ Ti (γ')	— Не определено ~4,5÷5,0 ~3,5÷4,0	TiC TiC TiC TiC	Me ₃ B ₂ (y) Me ₃ B ₂ Me ₃ B ₂ Следы Me ₃ B ₂
ЭИ696М А-286 (Х15Н26М)	Закалка + старение	—	—	TiC	Следы Me ₃ B ₂
Инко 901 (Х13Н44Т)	Закалка с 1120°С, 2 ч, масло + старение при 700°С, 16 ч + 840°С, 8 ч + 700°С, 16 ч	β -Ni ₃ Ti (γ')	~8,0	TiC	Me ₃ B ₂
ЭИ787	Закалка с 1120°С, 3 ч, масло + старение при 650°С, 16 ч + 700°С, 16 ч То же + 750°С, 12 ч » » + 800°С, 10 » » » + 825°С, 10 »	γ' ; очень дисперсна γ' -Ni ₃ (Al, Ti) γ' -Ni ₃ (Al, Ti) γ' -Ni ₃ (Al, Ti)	Следы ~10÷12 Есть »	TiC TiC TiC TiC	Me ₃ B ₂ Me ₃ B ₂ Me ₃ B ₂ Me ₃ B ₂
ЭП105	Закалка с 1180°С, 2 ч, воздух + старение, 775°С, 20 ч	γ' на основе Ni ₃ (Al, Ti)	~8÷10	TiC, TiN	Me ₃ B ₂ (y)

вносит погрешности при определении количества γ' -фазы методом интерметаллидного анализа (рис. 165). Что касается значений электросопротивления, то при этих температурах оно изменяется в связи с возникновением K -состояния.

Количество γ' -фазы при 700° С возрастает относительно медленно и за 100 ч не достигает максимума; чем выше температура старения, тем быстрее идет процесс выделения γ' -фазы. По-види-

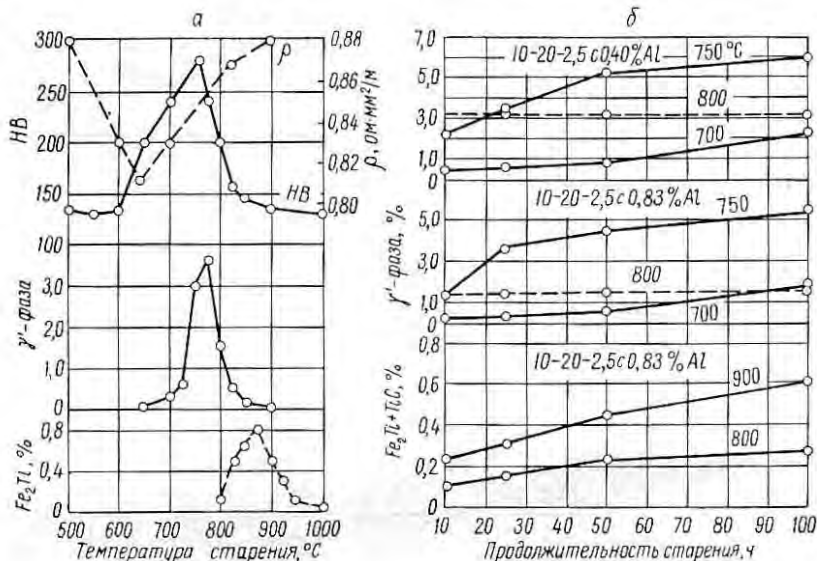


Рис. 164. Изменение γ' -фазового состава и свойств стали 10-20-2,5 Ti с 0,008% В при старении:

а — в течение 16 ч; б — при 700—900° С

мому, максимум выделения γ' -фазы в процессе старения при 800° С достигается за время около 16 ч, а затем процесс постепенно замедляется.

Рентгеноструктурный анализ осадков, выделенных в специальном электролите, показал, что наряду с метастабильной γ' -фазой в хромоникельтитанистой стали 10-20-2,5 выделяется другая интерметаллидная фаза $[(Fe, Ni)_2Ti]$ на основе интерметаллида Fe_2Ti . Эта фаза выделяется в виде крупных скоагулированных частиц, содержит большое количество титана и не растворяет хрома. Образование ее сопровождается сильным уменьшением жаропрочности стали и резким падением твердости, т. е. разупрочнением.

Максимальное количество фазы $(Fe, Ni)_2Ti$ наблюдается при 875° С, а полное растворение ее происходит при 1000° С.

Метаустойчивая γ' -фаза и устойчивая фаза $(Fe, Ni)_2Ti$ выделяются примерно с одинаковой скоростью в сталях, содержащих 0,4 и 0,8% Al.

Изменения пределов прочности и текучести находятся в соответствии с изменением твердости (рис. 166). Удлинение, сужение и ударная вязкость при старении до $750^\circ C$ уменьшаются и затем

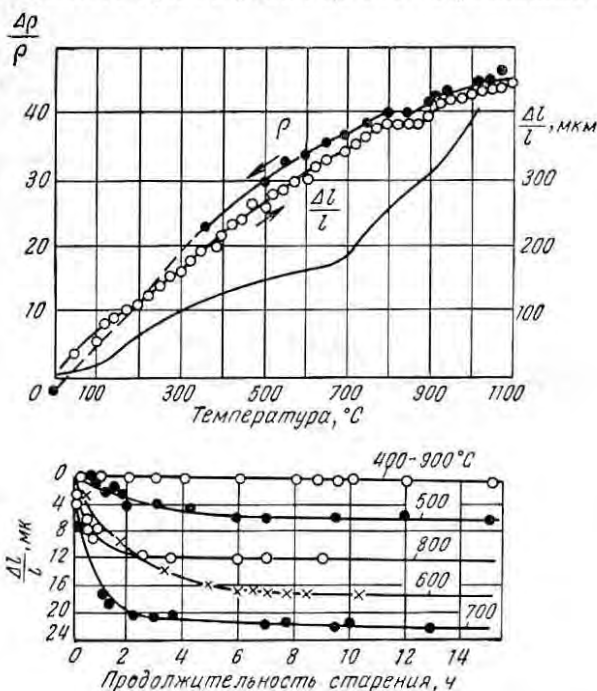


Рис. 165. Изменение длины $\left(\frac{\Delta l}{l}\right)$ и электросопротивления (ρ) образца стали ЭИ696 в зависимости от температуры нагрева и длительности старения

с повышением его температуры увеличиваются. Максимальные прочностные характеристики и минимальная пластичность для 16-ч старения приходятся на $700-750^\circ C$.

Следует отметить, что, несмотря на высокие значения прочности после старения ($\sigma_b = 100 \text{ кг/мм}^2$), сталь имеет также достаточно высокие пластические свойства: удлинение и сужение поперечного сечения не менее 20%, а ударную вязкость $6-9 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$.

Длительная прочность с повышением температуры 25-ч старения увеличивается до максимума и затем при температуре старения выше $750^\circ C$ резко падает, что связано с коагуляцией и растворением γ' -фазы. Температура $750^\circ C$ — предельная для применения хромоникельтитанистой стали типа 10-20-2,5 (ЭИ696).

Длительность старения оказывает влияние на изменение твердости и других механических характеристик, что показано на рис. 166 и 167.

Дилатометрические исследования позволили установить, что при старении в стали марки ЭИ696 происходят следующие изменения. В закаленном на твердый раствор состоянии сталь имеет наиболее высокий коэффициент линейного расширения. При нагреве

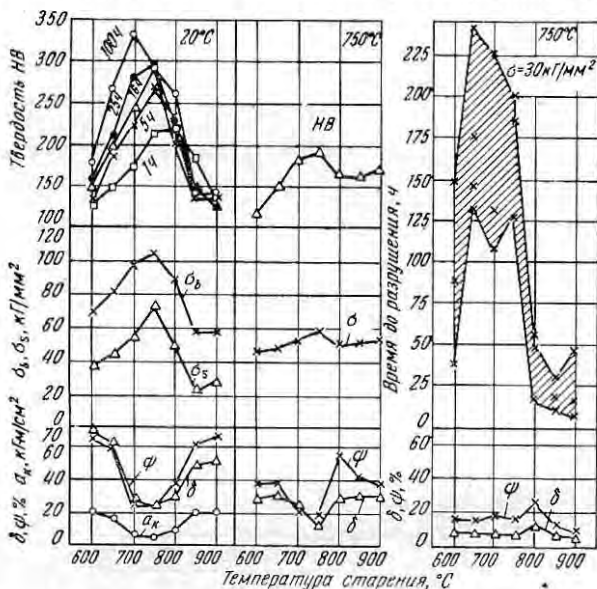


Рис. 166. Влияние температуры старения на изменение свойств стали ЭИ696 с 0,008% В.

Исходное состояние; закалка с 1180° С, 2 ч, воздух, старение при 1180° С (кроме твердости), 25 ч

предварительно закаленной с 1100° С в воде стали с постоянной скоростью 200 град/ч на дилатометрической кривой получают два прогиба, отвечающих температурам 750 и 950° С и связанных с образованием интерметаллидных фаз.

При изотермическом нагреве образцов (400—900° С) изменяется длина образцов (см. рис. 165), особенно при 700° С (22 мкм на длине образца 16 мм). Объемных изменений в закаленной стали изотермический нагрев при 400 и 900° С не вызывает.

После изотермической выдержки при 500—800° С наблюдаются объемные изменения, причем при 700° С они происходят в большей степени.

Для некоторых деталей объемные изменения должны быть минимальными. Это удается достигнуть применением ступенчатого старения (750 + 650 + 550), режим которого подбирают в зависимости от условий работы аппаратуры.

Растворение интерметаллидных фаз начинается при сравнительно невысоких температурах (800°C); при последующем (вслед за перегревом на 800°C) нагреве на более низкие температуры происходит обратное выделение, вызывающее объемные изменения.

Изменение электросопротивления при старении в интервале $400\text{--}900^{\circ}\text{C}$ (см. рис. 165) связано с выделением и растворением

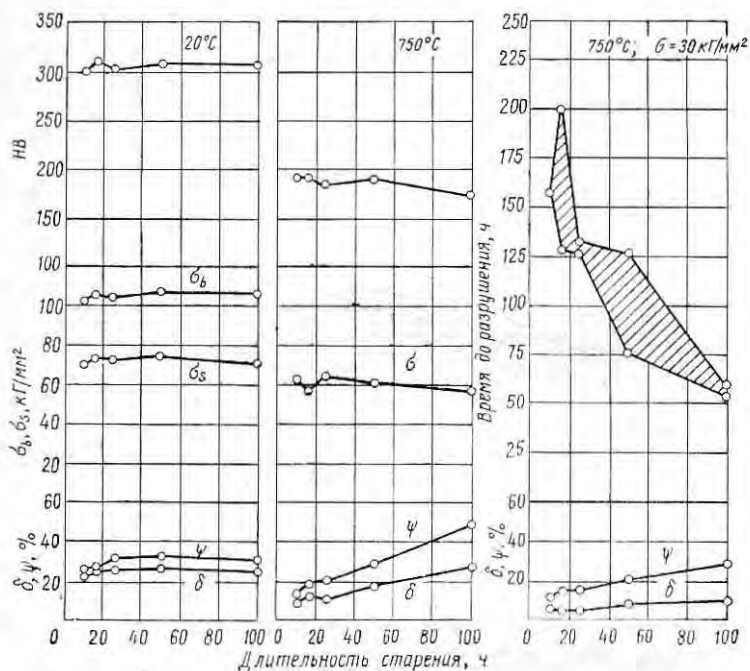


Рис. 167. Изменение твердости и механических свойств стали ЭИ696 после полной термической обработки (закалка с 1180°C + старение 16 ч при 750°C) при последующем старении до 100 ч при 750°C

низкотемпературной γ' -фазы. Некоторый перегиб в ходе кривой изменения электросопротивления при 800 и 900°C , вероятно, связан с образованием высокотемпературной фазы.

Повышение содержания никеля оказывает влияние на кинетику образования интерметаллидной фазы γ' и способствует увеличению ее количества (рис. 168).

В сталях типа 13-25 и 13-35 с титаном обнаружена та же интерметаллидная фаза γ' .

В хромоникельтитанистой стали типа 13-35-2,6 с 3% W количество γ' -фазы в два раза больше и сталь менее чувствительна к изменению скорости охлаждения при закалке, т. е. при охлажде-

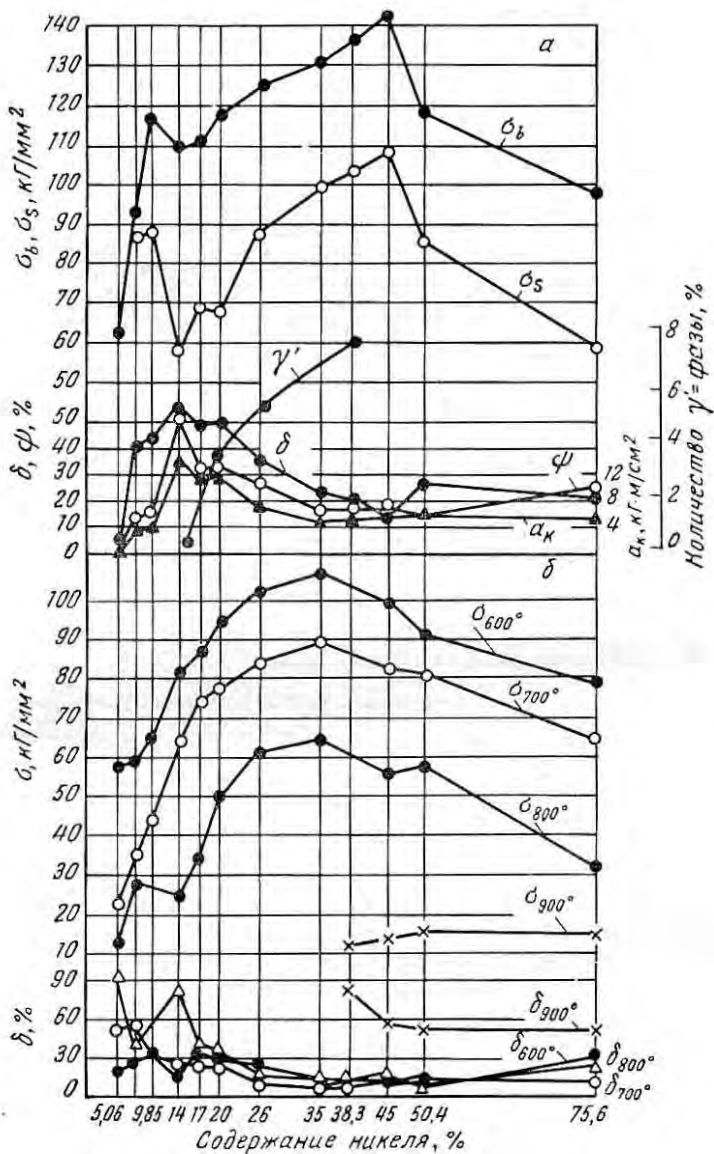


Рис. 168. Влияние никеля в стали с 10—12% Cr, 2,7% Ti и 0,008% В на изменение количества γ' -фазы и механические свойства при комнатной (а) и высокой (б) температурах. Свойства определяли после закалки с 1100° С на воздухе и 16-ч старения при 700° С

нии изделий различной массы с температур закалки и после соответствующего старения сталь не теряет жаропрочности.

В более сложнелегированных сталях с интерметаллидным упрочнением с добавками молибдена, вольфрама, ниобия и бора, а также в присутствии неизбежных, хотя и очень малых количеств углерода, кроме основной упрочняющей γ' -фазы, встречаются и другие.

Например, в хромоникельтитанистой стали типа 10-25-2,5 с бором (0,008—0,015%) обнаружена боридная фаза типа диборид титана (TiB_2). Эта фаза образуется при высоких температурах.

В хромоникельтитанистой стали типа 12-25-2,5 Мо-В (ЭИ696М), кроме γ' -фазы, присутствует боридная фаза, в состав которой входят молибден и хром ($(Mo, Cr)_3B_4$).

Кинетика образования γ' -фазы (карбидной и боридной) в стали ЭИ696М в зависимости от температуры и продолжительности старения показана на рис. 169 и 170.

После закалки этой стали с $1180^\circ C$ на воздухе (выдержка 2 ч) с последующим старением в течение 16 ч γ' -фаза типа $\beta-Ni_3Ti$ образуется в значительном количестве только при температурах старения выше $700^\circ C$. Наибольшее количество γ' -фазы относится к $775^\circ C$. При $900^\circ C$ эта фаза практически отсутствует. Упрочнение стали, наблюдающееся при старении в интервале $600—700^\circ C$, связано с процессами упорядочения, происходящими в твердом растворе. Упорядочению границ зерен способствует выделение боридной фазы. Эта фаза, судя по содержанию в ней молибдена и хрома, участвует в процессах старения. С повышением температуры старения от 650 до $900^\circ C$ количество этих элементов в боридной фазе увеличивается. После старения при $750^\circ C$ примерно 50% В связано в бориды, а после старения при $775^\circ C$ (500 ч) и при $800^\circ C$ (100 ч) практически весь бор оказывается в связанном состоянии.

Увеличение продолжительности старения с 16 до 500 ч при 750 и $775^\circ C$ способствует увеличению содержания никеля, титана и железа в интерметаллидной γ' -фазе ($\beta-Ni_3Ti$) [5].

Старение при $800^\circ C$ и более высоких температурах приводит к разупрочнению.

В стали ЭИ696М, в противоположность стали ЭИ696, после старения при $800—900^\circ C$ фаза $(Fe, Ni)_2Ti$ не образуется. Очевидно, введение молибдена в сталь ЭИ696 тормозит развитие диффузионных процессов и делает сталь более термически стабильной. Кривая изменения твердости при температурах разупрочнения у сталей, более легированных (ЭИ696М и ЭП105), идет иначе, чем у стали ЭИ696 (рис. 171).

Введение молибдена и вольфрама отдельно или совместно в хромоникелевые стали с титаном или титаном и алюминием улучшает жаропрочность. Присадка этих элементов повышает температуру рекристаллизации твердого раствора, меняет рас-

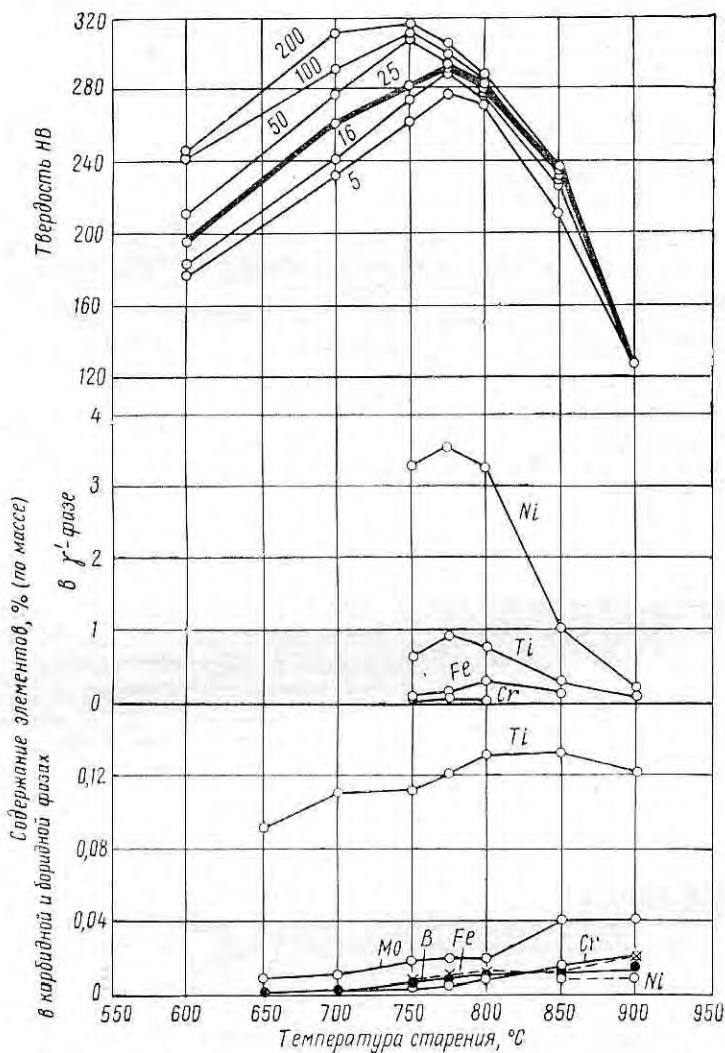


Рис. 169. Влияние температуры старения на изменение твердости и содержание элементов в γ' -фазе, а также карбидной и боридной фазах стали ЭИ696М. Выдержка при старении 16 ч

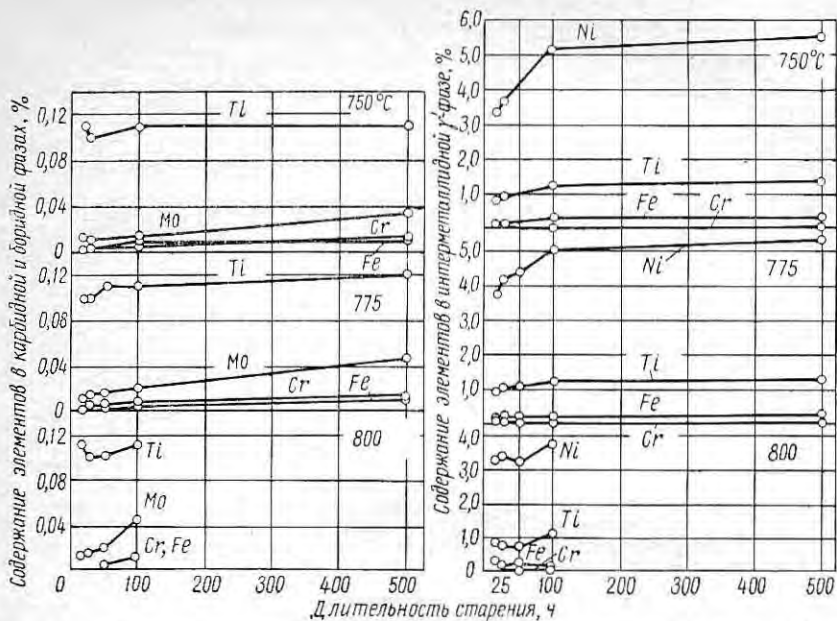


Рис. 170. Изменение содержания элементов в интерметаллидной γ' -фазе, а также карбидной и боридной фазах стали ЭИ696М при температурах 750, 775 и 800°С в зависимости от продолжительности старения

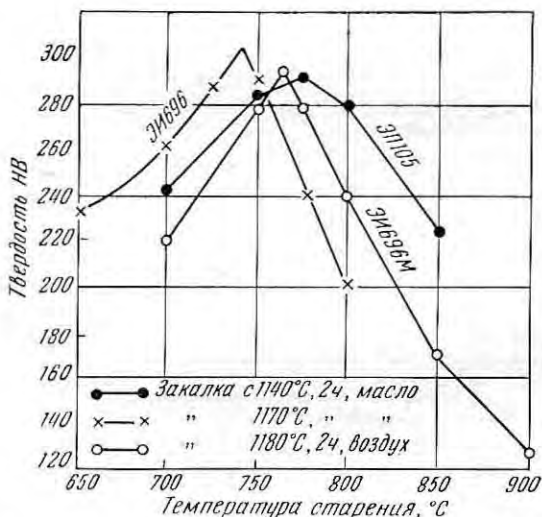


Рис. 171. Изменение твердости сталей ЭИ696, ЭИ696М и ЭП105 в зависимости от температуры старения. Выдержка при старении 16 ч

пределение фаз в нем и в ряде случаев молибден и вольфрам, входя в состав этих фаз, повышают их термическую стойкость [5].

Примером может служить хромоникелевая сталь типа 13-35 с 2,5% Ti, 2,5% Al и 0,015% В. При температуре испытания 750°С и напряжении 35 кг/мм² образцы разрушались через 5—17 ч при $\delta = 0,2 \div 1,2\%$. Образцы стали этого типа с добавкой 3—4% Мо при тех же условиях испытания показали время до разрушения 200—250 ч при $\delta = 2,5 \div 6,0\%$.

Таким образом, добавка молибдена увеличивает не только длительную прочность сложнолегированной стали, но и пластичность.

Чрезмерная присадка молибдена (6%) оказывает отрицательное влияние, несколько уменьшая время до разрушения.

Аналогичное влияние оказывает вольфрам, но его эффективность сказывается при более высокой температуре (800°С). Чрезмерное легирование вольфрамом, как и молибденом, отрицательно влияет на длительную прочность.

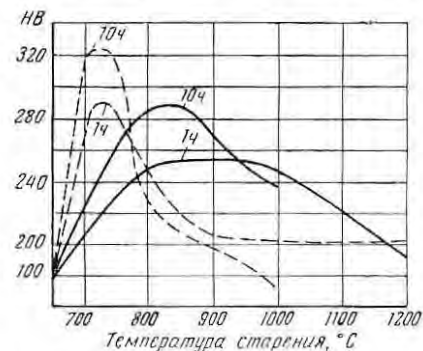


Рис. 172. Кинетика выделения фаз Лавеса в аустенитных и ферритных сталях (К. А. Ланская):

штриховые кривые — ферритная сталь с 5% W и 5% Mo; сплошные — аустенитная сталь с 5% W и 5% Mo-Nb

старения образуются интерметаллидные фазы Лавеса (рис. 172) типа Fe_2Me , описываемые формулами Fe_2W , Fe_2Mo или $Fe_2(W, Mo)$. Такого рода фазы обнаружены в ферритной стали марки ЭП504 и аустенитных сталях ЭИ696Р, ЭИ726, ЭИ847, ЭП599 и др. Фазы Лавеса типа Co_2W или $Co_2(W, Mo)_2$ образуются в кобальтовых сплавах, в частности в сплаве L-605.

Состав этих фаз изменяется в зависимости от легирования, так как они могут растворять хром и никель, что отвечает формулам $(Fe, Ni, Cr)_2W$, $(Fe, Ni, Cr)_2(W, Mo)$. Однако в ферритных сталях хром не растворяется в фазах Лавеса. Фазы различаются термической стойкостью, при этом фаза с вольфрамом обладает большей термической стойкостью в отношении коагуляции и растворения, чем фаза с молибденом.

Кинетика выделения фаз зависит от легирования, условий старения и скорости их образования в тем большей степени, чем выше содержание вольфрама и молибдена или их суммарное содержание. В аустенитных сталях фазы Лавеса образуются при более высоких температурах, чем в ферритных (рис. 172) и переходят в твердый раствор также при более высоких температурах.

Частицы фазы Fe_2Mo начинают растворяться при температурах более низких ($900-950^\circ C$), чем частицы фазы Fe_2W ($1000-1050^\circ C$). Температуры полного растворения очень высокие: $1250-1300^\circ C$, но при этих температурах в микроструктуре обнаруживаются отдельные крупные частицы этих фаз.

Некоторые исследователи считают, что образование фаз Лавеса не вызывает такого сильного охрупчивания, какое наблюдается при образовании интерметаллидных фаз типа γ' . Однако автор считает, что при сложном и рациональном легировании в системах на никелевой или железной основах, упрочняемых γ' -фазой, можно получить более высокие характеристики жаропрочности при вполне удовлетворительной пластичности в случае весьма длительной работы (до $10\ 000-50\ 000$ ч).

Фазы Лавеса образуются как внутри кристаллов, так и по границам зерен и плоскостям скольжений, но в аустенитных сталях они имеют тенденцию к преимущественному выделению по границам.

В работе [49, с. 20] изучали фазовый состав и свойства серии хромоникелевых сталей типа 15-25 с 2,5—6% W, 0—2,2% Al, 0—2% Ti, 0—2,5% Nb и 0—2,24% Mo. При отсутствии титана и алюминия основной упрочняющей фазой в этих сталях является фаза Лавеса типа Fe_2W , в которой молибден и ниобий могут замещать до 50% W. Эта фаза очень медленно выделяется из твердого раствора. В случае дополнительного легирования стали с 6% W титаном и алюминием при более низких температурах старения и малых выдержках выделяется интерметаллидная фаза типа $Ni_3(TiAl)$ и только при очень длительных выдержках и повышенных температурах — фаза типа Fe_2Me (рис. 173 и 174). Авторы считают, что для создания высокожаропрочных сплавов целесообразно создавать упрочнение за счет этих двух фаз, выделяющихся на различных этапах эксплуатации.

Эго подтверждается результатами наших исследований [5].

Распределение интерметаллидных, карбидных и боридных фаз зависит от состояния твердого раствора передстарением, т. е. от температуры нагрева стали под закалку и скорости охлаждения.

На рис. 175 показано влияние температуры закалки, а на рис. 176 — среды охлаждения на свойства стали. Лучшие свойства получены после закалки с $1180^\circ C$. В случае массивных заготовок (диаметром 55 мм) из этой стали охлаждение с температур закалки на воздухе не обеспечивает получения высоких жаропрочных свойств, и требуется более быстрое охлаждение (в масле). Охлаждение в воде деталей сложной конфигурации приводит к появлению больших напряжений и микронадрывов, а при старении — трещин. Если после закалки детали подвергаются старению, то скорость охлаждения при закалке мало сказывается на свойствах. Для квадратного сечения размером 90 мм, лучшие результаты получаются при закалке с $1180^\circ C$ на воздухе и в масле с последующим старением при $750^\circ C$ (рис. 176).

На рис. 177 показано изменение твердости ряда сплавов с интерметаллидным упрочнением по длине образцов ($l = 130$ мм, $d = 20$ мм) при испытании их на прокаливаемость после закалки и после закалки и старения. Эти данные свидетельствуют о различной чувствительности сплавов к скоростям охлаждения и указывают на то, что процессы дисперсионного твердения протекают в сплавах различно.

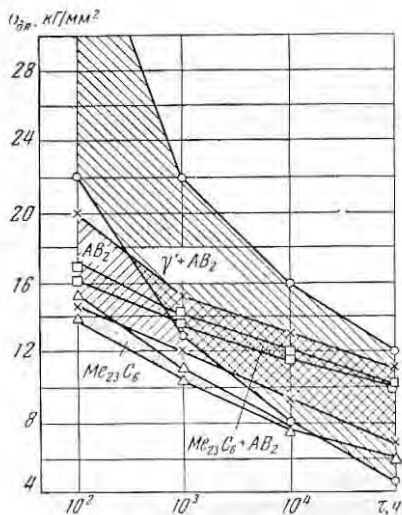


Рис. 173. Длительная прочность стали типа 15-25-5W, упрочняемой различными фазами. Температура испытания 700°C

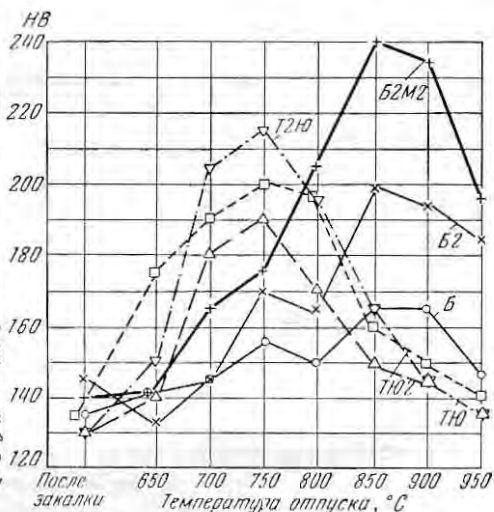


Рис. 174. Зависимость твердости сталей типа 15-25-5W с различными присадками:

Б — 1% Nb, T102 — 2,2% Al + 1% Ti;
 T10 — 1,3% Al + 1,3% Ti; B2 — 2,5% Nb;
 B2M2 — 2,3% Nb + 2,2% Mo

Торцовый образец из стали ЭИ696 не изменил твердости по всей длине после закалки водяной струей в торец, тогда как на образце из сплава ЭП105 твердость по длине изменялась, причем тем больше, чем дальше было место ее замера от контакта с водяной струей (рис. 177).

Металлографические исследования хромоникелевых сталей с интерметаллидным упрочнением после различных вариантов термической обработки и после испытаний при высоких температурах позволили установить следующее. После закалки с 1000 — 1180°C сталь имеет типичную структуру аустенита с различной величиной зерна в зависимости от температуры и предшествовавшей обработки давлением. При нагреве выше 1200°C по границам зерен появляется эвтектическая составляющая из боридов и аустенита.

Старение вызывает изменение структуры, связанное с выделением дисперсных фаз (рис. 178), которые слабо видны под оптическим микроскопом и распознаются при электронномикроскопическом исследовании (рис. 179).

Нагрев под горячую обработку давлением должен быть не выше 1080—1100° С. При температурах более высоких сталь очень плохо

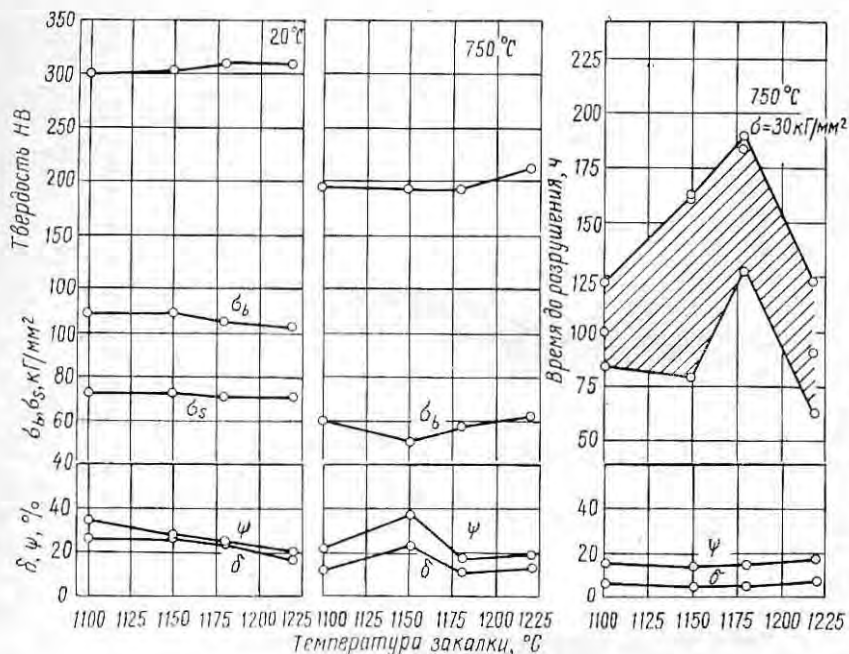


Рис. 175. Влияние температуры закалки на изменение механических свойств стали ЭИ696 и на длительную прочность. Охлаждение с температуры закалки на воздухе

куется, что очень часто является причиной возникновения больших дефектов.

В отличие от жаропрочных сплавов с карбидным упрочнением сплавы с интерметаллидным упрочнением имеют более низкие температуры растворимости фаз, особенно γ' -фазы, и меньшую склонность к коагуляции этих фаз.

Растворение γ' -фазы в стали 10-20-2,5 Ti начинается при 750° С и заканчивается при 875° С.

Старение стали при более низких температурах после нагрева в интервале температур частичного растворения γ' -фазы (750—875° С) вызывает обратное ее выделение и сопровождается дополнительным упрочнением и изменением размеров детали.

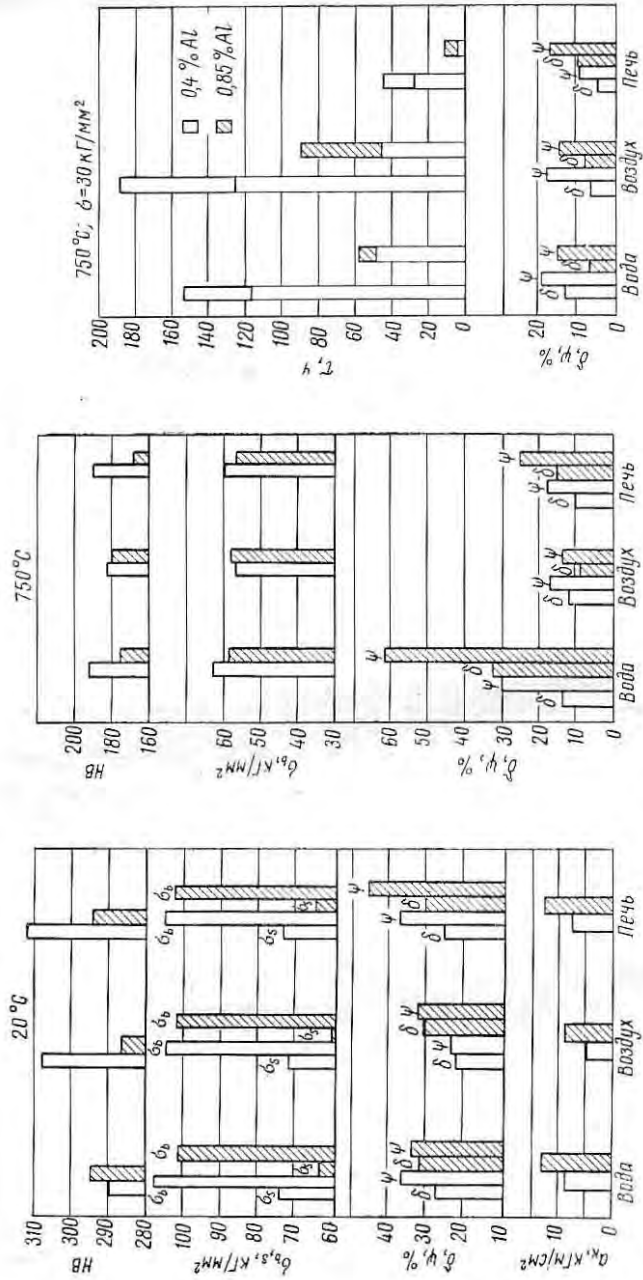


Рис. 176. Механические свойства и длительная прочность стали ЭИ696 в зависимости от скорости охлаждения при закалке с 1180°С (последующее старение в течение 16 ч при 750°С)

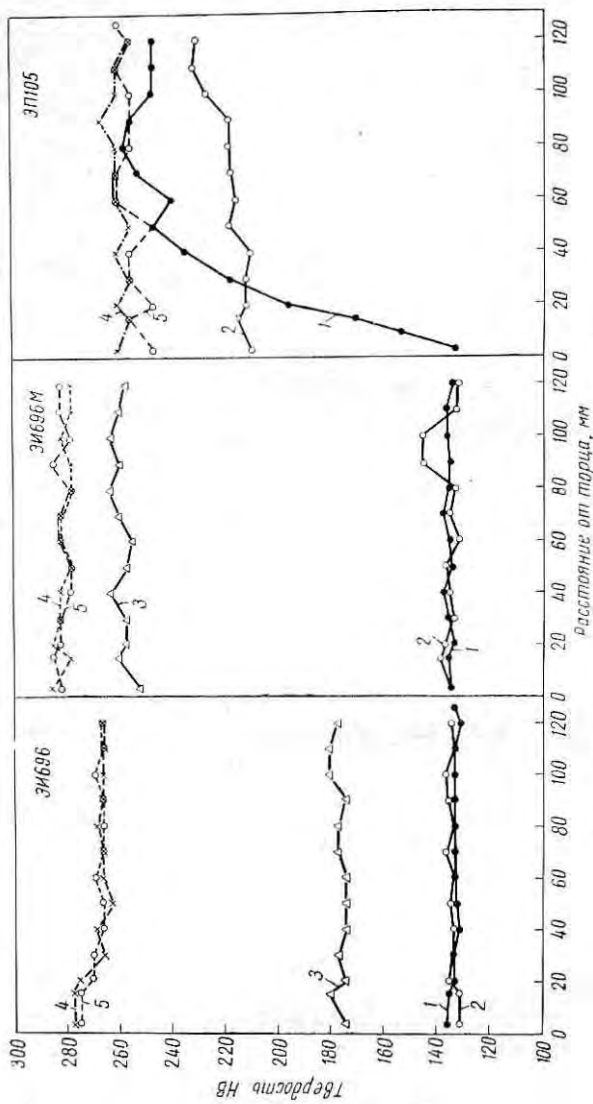


Рис. 177. Изменение твердости по длине образца:

1 — при охлаждении водой; 2 — на воздухе; 3 — в печи; 4 — после закалки в воде и старения при 750—780° С; 5 — после охлаждения на воздухе и старения

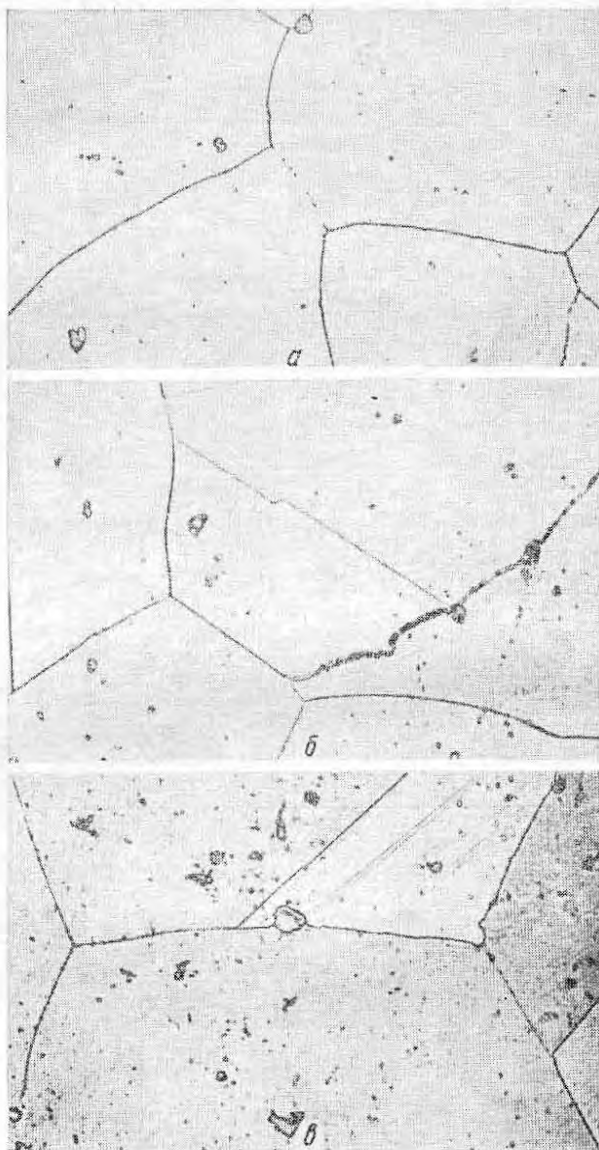


Рис. 178. Микроструктура стали ЭИ696 при различных режимах термической обработки (охлаждение после заковки и старения на воздухе). $\times 500$:

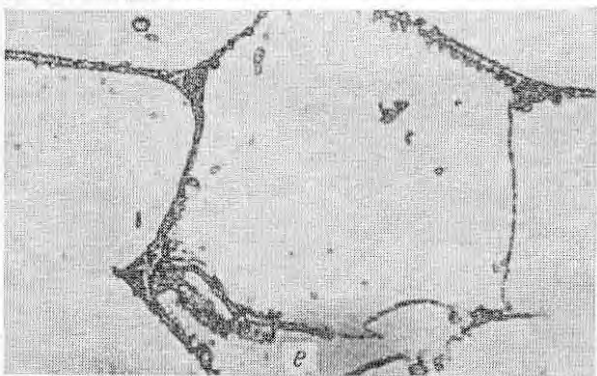
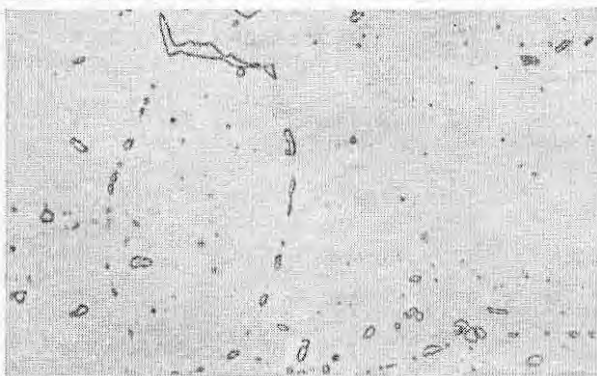
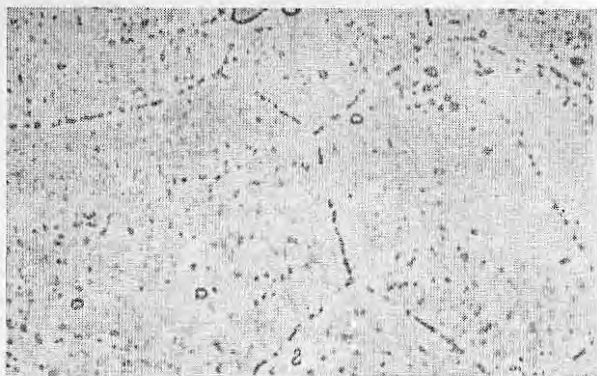


Рис.	$t_{\text{зак}}$ °C	Старение		Рис.	$t_{\text{зак}}$ °C	Старение	
		t , °C	τ , ч			t , °C	τ , ч
а	1100	700	16	з	1180	800	100
б	1180	700	100	д	1180	900	100
в	1180	750	100	е	1220,24	750	10

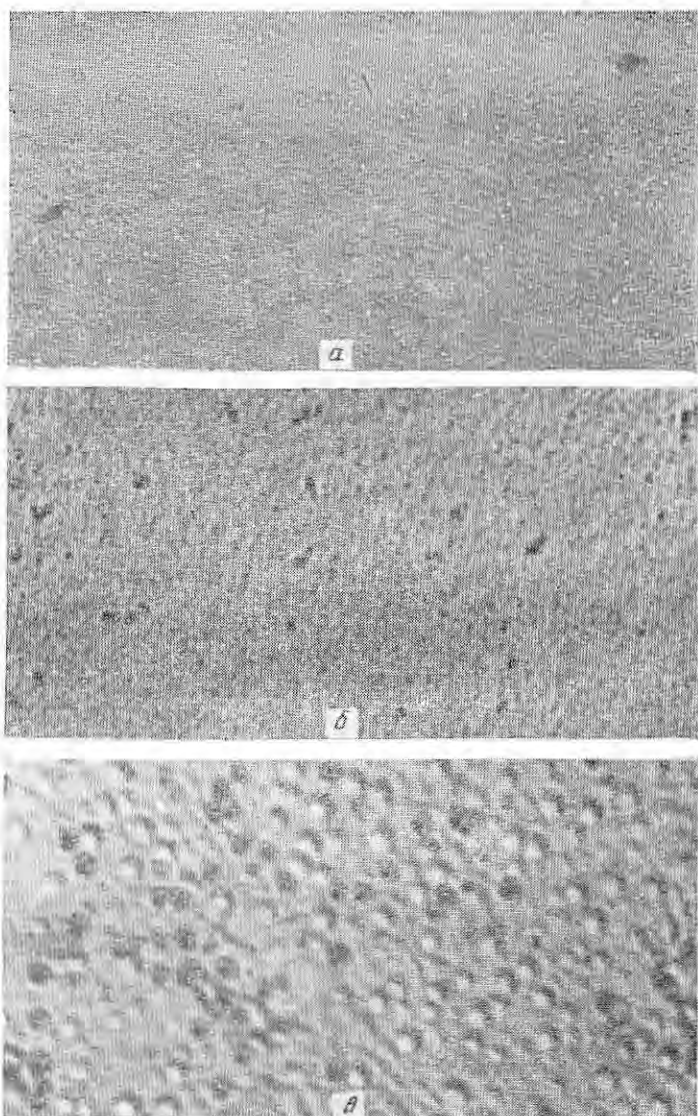
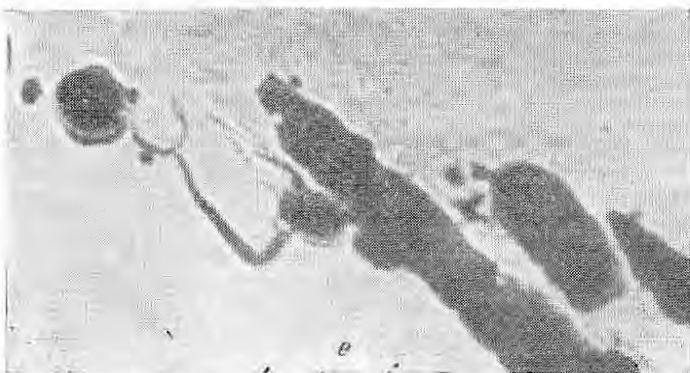
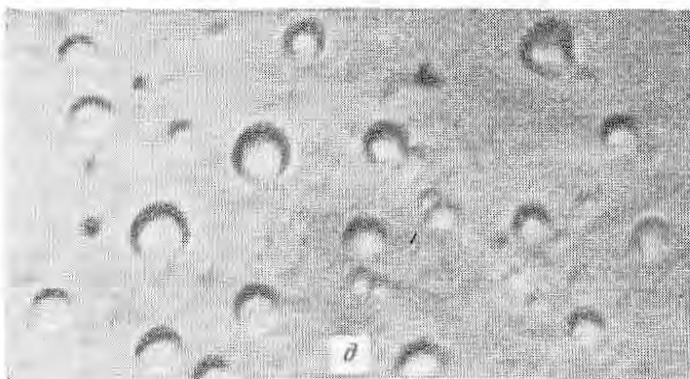
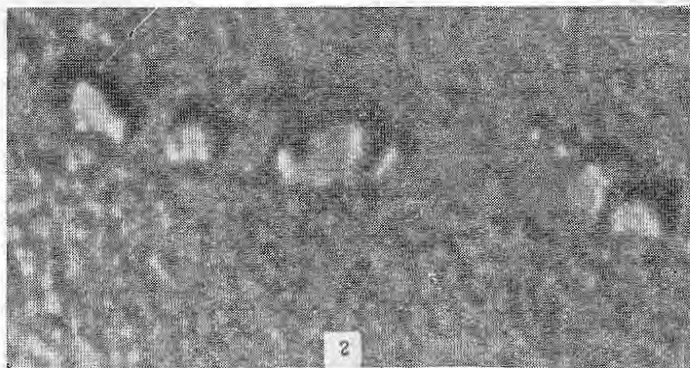


Рис. 179. Микроструктура стали ЭИ696 после закалки с 1100°C в
а — без старения, б — старение при 700°C , 16 ч; в — при 700°C , 50 ч;



воде и последующего старения по различным режимам. $\times 10\ 000$:
— при 800°C , 50 ч; *d* — при 850°C , 50 ч; *e* — при 900°C , 50 ч

На рис. 180 показано влияние температуры нагрева стали на изменение твердости непосредственно после закалки и после закалки и старения. Характер этих кривых иной, чем у сталей с карбидным упрочнением (см. рис. 151).

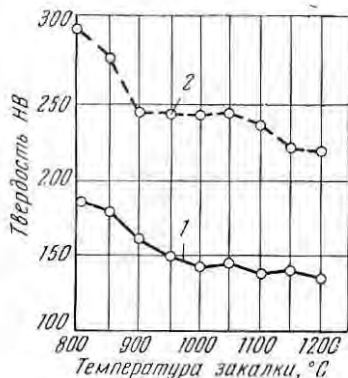


Рис. 180. Изменение твердости: 1 — после закалки с различных температур; 2 — после закалки и старения при 700° С, 25 ч

В результате изучения влияния легирующих элементов в сталях этого типа разработаны жаропрочные стали марок ЭИ696, ЭИ696А, ЭИ696М (ЭП33), ЭИ786, ЭИ787, ЭИ812, ЭП105, ЭП203, ЭП219, применяемые в промышленности.

Сталь Х12Н20ТЗР (ЭИ696 и ЭИ696А)*

Эти две модификации стали типа 10-20 отличаются содержанием титана и бора, а также свариваемостью (см. табл. 51). Обе стали широко используют при изготовлении высокопрочных силовых деталей, работающих при высоких температурах — до 750° С и в отдельных случаях (форсажные камеры) до 800° С [4, 5].

На рис. 181 и 182 показано изменение механических свойств сталей в зависимости от температуры испытания. В табл. 54 приведены свойства стали ЭИ696 для разных изделий.

Для хромоникельтитановой стали ЭИ696 целесообразны следующие режимы термической обработки [5].

Для изделий, работающих при высоких температурах (650—750° С), — закалка с 1150—1180° С в масле или на воздухе и старение в течение 25 ч при 750—780° С. Для предотвращения усадки в процессе работы рекомендуется дополнительное старение при 600—650° С в течение 10—20 ч. Для изделий, работающих при 500—650° С — закалка с 1000—1110° С в масле и двойное старение при 750—780° С в течение 10—20 ч и дополнительное старение при 600—650° С в течение 10—20 ч.

При больших скоростях охлаждения с температур закалки (вода для массивных деталей и воздух для тонких) сталь имеет минимальную твердость, умеренную прочность и высокую пластичность. В таком состоянии сталь легче подвергать гибке, штамповке и обработке давлением в холодном состоянии. Для снятия наклепа детали подвергают закалке на воздухе с температуры 960—1000° С.

* Сталь предложена Ф. Ф. Химушиным, З. А. Шеванковой, Г. Е. Москаленко и Н. К. Кернич.

Большой интерес представляют статистические данные о длительной прочности образцов промышленных плавок стали ЭИ696 при 700 и 750°С, которые свидетельствуют о высоких характеристиках жаропрочности (рис. 183).

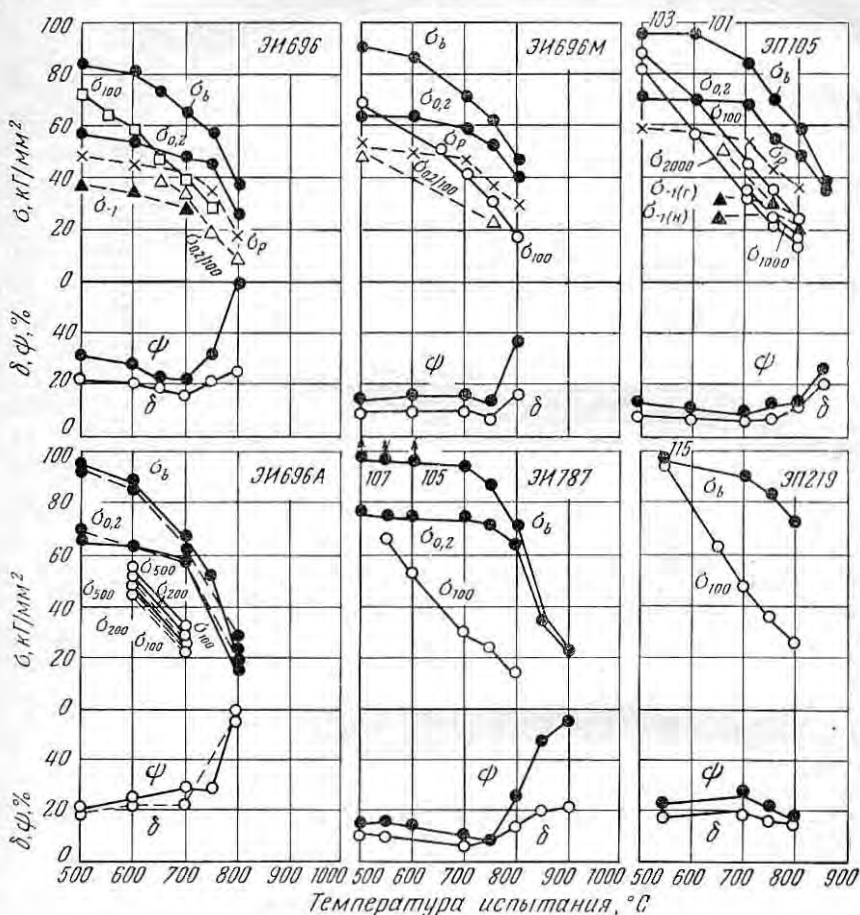


Рис. 181. Влияние температуры испытания на изменение механических свойств хромоникелевых жаропрочных сталей:

$\sigma_{-1}(\Gamma)$ — образцы гладкие; $\sigma_{-1}(\text{H})$ — образцы с надрезом

Сталь марки ЭИ696А широко применяется для изготовления высокопрочных сварных конструкций, работающих при температурах до 750—800°С. Установлено, что оптимальный режим термообработки листа — нагрев до 980—1020°С по металлу, что соответствует 1020—1040°С по газовой среде печи (на заводах-поставщиках) и последующее охлаждение на воздухе. Закалка

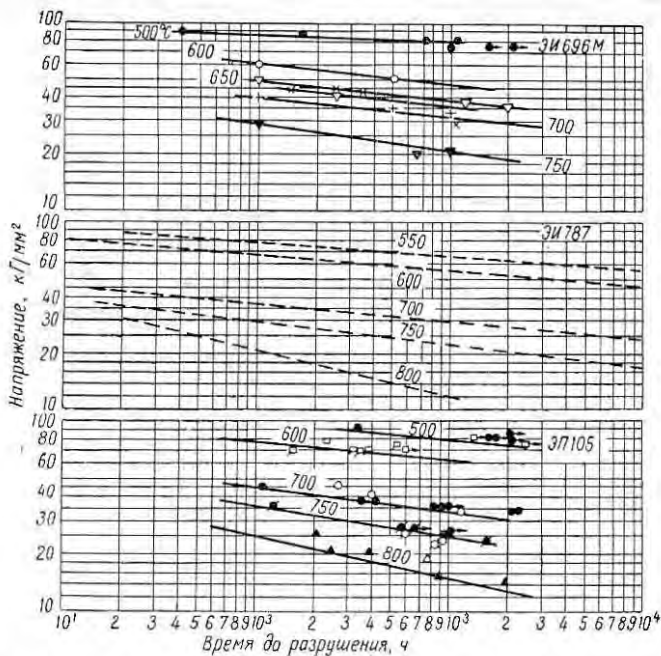


Рис. 182. Длительная прочность хромоникелевых жаропрочных сталей ЭИ696М, ЭИ787 и ЭП105 при различных температурах. Термическая обработка для ЭИ696М: закалка с 1120° С, 3 ч масло + старение при 730° С, 16 ч и +630° С, 10 ч

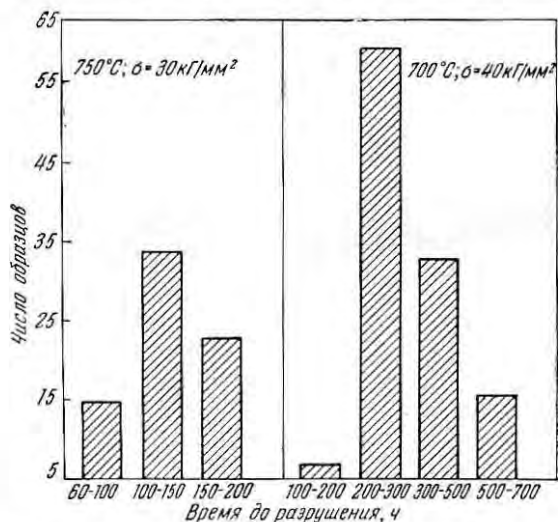


Рис. 183. Длительная прочность промышленных плавов стали ЭИ696

Термическая обработка	Материал	$t_{исп}$, °С	Кратковременная прочность				$E \times 10^{-3}$, кг/мм ²	σ_k , кг/мм ²	Длительная прочность	σ , кг/мм ²	$\sigma_{1\%}$, кг/мм ²	σ_{-1} , кг/мм ²	
			σ^b , кг/мм ²	σ^s , кг/мм ²	δ , %	ψ , %							
Горячекатаный материал (без закалки). Термомеханическая обработка + старение при 750° С, 16 ч	Прутки	20	110	70	5	20	—	—	—	—	—	—	
			100	70	—	—	—	—	—	—	—	—	
			100	55	—	—	—	—	—	—	—	—	
			100	40	—	—	—	—	—	—	—	—	
			100	27	—	—	—	—	—	—	—	—	
			100	83	—	—	—	—	—	—	—	—	
Закалка с 1170° С, охлаждение в масле + старение при 760° С, 16—25 ч	Диски	20 *1	100	71	24	28	—	8,0	—	—	—	—	
			101	70	25	27	—	7,0	—	—	—	—	
		20 *2	40	30	—	—	—	—	—	—	—	—	—
			130—170	Не разрушился	—	—	—	—	—	—	—	—	—
		20 *3	102	71	23	28	—	—	—	—	—	—	—
			73	40	—	—	—	—	—	—	—	—	—
		30	30	1,8	2,5	—	—	—	—	—	—		

*1 Образец тангенциальный (из обода).

*2 Образец радиальный (из обода).

*3 Образец взят из центра диска.

ТАБЛИЦА 55. СВОЙСТВА СТАЛИ ЭИ696А
ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ВАРИАНТОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Обработка	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг-м/см ²	НВ
Горячая прокатка	76	55	31	64	18	244
Горячая прокатка + старение при 750° С, 16 ч, воздух . . .	117	101	17	50	7,1	354
Горячая прокатка + старение при 750° С, 16 ч, воздух + 650° С, 16 ч	126	101	16	47	5,9	383
Закалка с 1100° С, 2 ч, воз- дух + старение: при 750° С, 16 ч, воздух . . .	108	71	29	44	11,4	282
при 750° С, 16 ч, воздух + + 650° С, 16 ч	119	83	24	32	10,0	339

листового материала с указанной температуры обеспечивает удовлетворительную свариваемость при достаточно высокой жаропрочности после старения. Оптимальная температура старения 700° С. Продолжительность выдержки при старении можно ограничить 5—8 ч. Для ленты толщиной до 0,4 мм продолжительность старения можно сократить до 3—5 ч.

Жаропрочные свойства листовой стали ЭИ696А после оптимальной термической обработки (состояние поставки + старение при 700° С в течение 8 ч, охлаждение на воздухе) приведены на рис. 184.

Значительное повышение прочности стали ЭИ696А при высоких температурах достигается нагартовкой листов перед старением. После 15%-ного обжатия и старения предел прочности при 700° С повышается с 70 до 90 кг/мм².

Сваривать сталь ЭИ696А следует в закаленном состоянии. Склонность к трещинообразованию при сварке зависит от величины зерна и с увеличением его резко возрастает. Наилучшие результаты получают при сварке стали с мелкозернистой структурой (балл 5—8) при содержании титана 2,3—2,6% и бора около 0,005% (рис. 185, 186). Для повышения прочности сварных соединений из стали ЭИ696А применяют двойное или одинарное старение.

В табл. 56 приведены данные о прочности сварных соединений из листовой стали марки ЭИ696А, выполненных автоматической аргоно-дуговой электросваркой с применением различных присадочных проволок. Опыт показывает, что лучшие результаты достигаются при сварке с применением проволоки из сплава ЭП533, содержащей большое количество молибдена; в случае проволоки из сплава ЭП260 качество шва хуже. Сварка стали ЭИ696А с присадочной проволокой из той же стали часто ведет к появлению

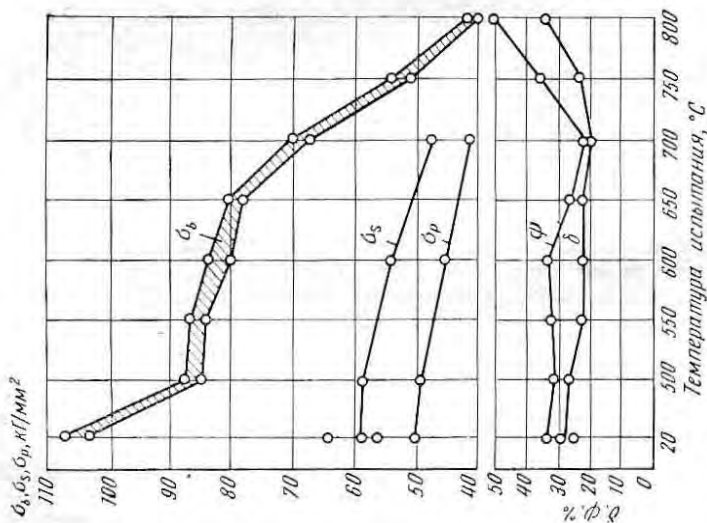


Рис. 184. Изменение механических свойств стали ЭИ696А в зависимости от температуры испытания

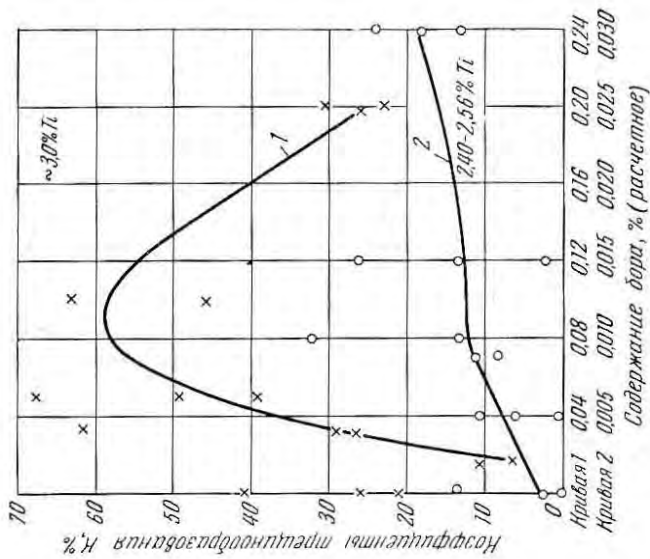


Рис. 185. Влияние бора и титана на склонность к трещинообразованию сталей ЭИ696 (1) и ЭИ696А (2) при автоматической аргоно-дуговой сварке. Режим сварки: $I_{св} = 108 \div 115a$; $v_{св} = 18 \div 20$ м/ч

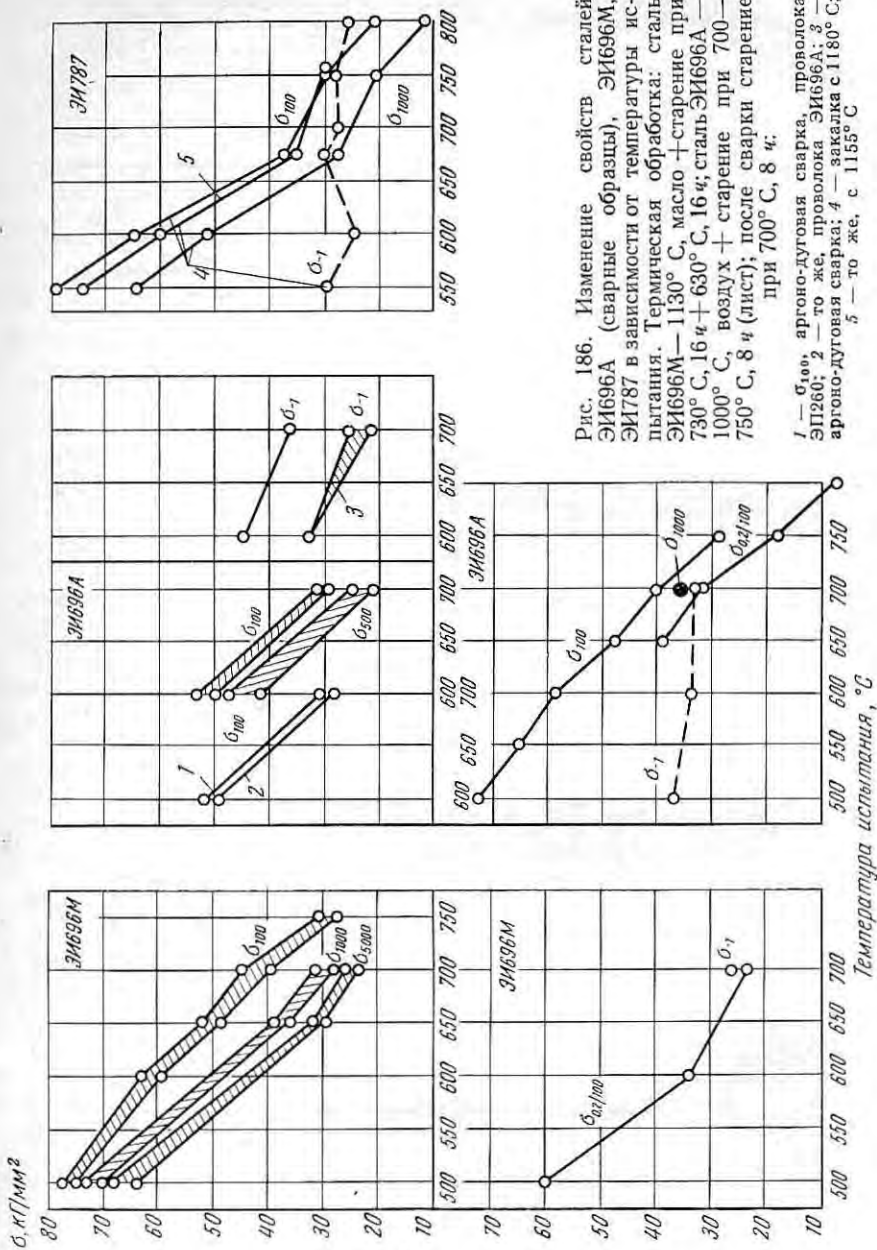


Рис. 186. Изменение свойств сталей ЭИ696А (сварные образцы), ЭИ696М, ЭИ787 в зависимости от температуры испытания. Термическая обработка: сталь ЭИ696М — 1130° С, масло + старение при 730° С, 16 ч; сталь ЭИ696А — 1000° С, воздух + старение при 700 — 750° С, 8 ч (лист); после сварки старение при 700° С, 8 ч.

1 — σ_{100} , аргоно-дуговая сварка, проволока ЭП260; 2 — то же, проволока ЭИ696А; 3 — аргоно-дуговая сварка; 4 — закалка с 1180° С; 5 — то же, с 1155° С

Температура испытания, $^{\circ}\text{C}$

ТАБЛИЦА 56. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ ЭИ696А, ВЫПОЛНЕННЫХ ААРДС (ПО ДАННЫМ Г. Е. МОСКАЛЕНКО)

Сварное соединение	Присадочный материал	Термическая обработка образцов после сварки	Кратковременные испытания				Длительная прочность		
			$t_{исп.}^{\circ}$	$\sigma_{0.2}^{кг/мм^2}$	$\sigma_s^{кг/мм^2}$	$\delta, \%$	$t_{исп.}^{\circ}$	$\sigma^{кг/мм^2}$	n
Основной материал (без сварки)	—	Состояние поставки (закалка с 1020—1040°С) по газовой среде	20	65	—	37	—	—	—
			20	112—125	70—85	22—26	600	54	>100
			600 700	85—90 65—80	60—66 55—60	23—25 27—30	700	32—36	100
ЭИ696А	—	Старение при 700°С, 8 ч, воздух	20	110—120	70—75	20—24	600	52	20
			700	65—75	55—63	6—14	600	50	>200*
ЭП260	—	Старение при 700°С, 8 ч, воздух	20	110—123	75—80	16—20	600	52	150
			700	68—75	60—64	20—24	600	50	>200*
Сварное соединение	ЭИ696А	Отпуск при 850°С, 2 ч, воздух + старение при 700°С, 8 ч, воздух	—	—	—	—	600	52	35—85
			—	—	—	—	700	30	50—100
			—	—	—	—	600	52	125—180
ЭП260	—		—	—	—	—	700	30	86—100
			—	—	—	—	600	52	>150
ЭП533	—		20	—	—	—	700	30	>100
			700	—	—	—	600	52	>100

* Образцы сняты до разрушения.

трещин в сварном шве и поэтому не рекомендуется. Однако при импульсной аргоно-дуговой автоматической сварке без присадки (шов образуется из самого материала листа ЭИ696А) получены вполне удовлетворительные результаты.

При сварке стали в состаренном состоянии труднее получить качественный шов. В процессе сварки происходит разупрочнение и для повышения прочности соединений требуется либо вторичное старение, либо конструктивное упрочнение.

Сталь Х12Н22ТЗМР (ЭИ696М или ЭПЗЗ)

Эта сталь относится к дисперсионно твердеющим сплавам с интерметаллидным упрочнением и отличается от стали ЭИ696 несколько повышенным содержанием никеля и молибдена. Присадка молибдена к хромоникельтитанистой стали увеличивает термическую стабильность твердого раствора при 750—800° С и сообщает стали лучшую прокаливаемость (в смысле сохранения жаропрочных свойств при охлаждении на воздухе деталей больших сечений).

Сопоставление данных З. А. Шеванковой, К. П. Сорокиной, Н. Ф. Лашко и автора об изменении твердости в процессе старения и результатов фазового анализа (см. рис. 169, 171) показывает, что упрочнение стали ЭИ696М происходит вследствие образования интерметаллидной γ' -фазы типа $\beta\text{-Ni}_3\text{Ti}$ с небольшим количеством железа [5].

Карбидная фаза в основном состоит из TiC , боридная — из соединения молибдена с бором, тогда как сталь ЭИ696 — из диборида титана TiB_2 . Бор оказывает положительное влияние на длительную прочность, что хорошо видно из рис. 187.

Механические и жаропрочные свойства стали ЭИ696М зависят от режимов термической обработки, изменяя их, можно получить различное сочетание прочности и пластичности [5]. Чем выше температура закалки, тем выше должна быть температура старения для обеспечения высоких твердости и прочности. Если после закалки с 1180° С сталь имеет максимальные прочностные свойства после старения при 750° С, то после закалки с 1000° С — после старения при 700—720° С.

Так как детали в основном работают в интервале 550—750° С, то для получения лучшего сочетания свойств их следует закалывать для температур до 650° С с 1100° С, а для 700—750° С — с 1200° С. в масле (рис. 188, 189).

Температура последующего старения оказывает влияние на жаропрочность, и поэтому ее выбирают в соответствии с температурой закалки. При температуре старения 730—780° С процессы упрочнения протекают быстро и максимум прочности сталь ЭИ696М приобретает после нагрева при температуре 750° С. После второго старения при более низких температурах (550—650° С) предел прочности при комнатной и повышенных темпе-

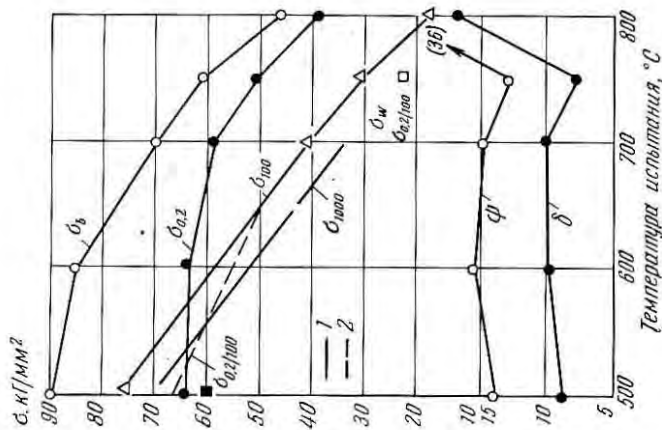


Рис. 188. Изменение механических свойств стали ЗИИ696М после закалки с 1120° С в масле и двойного старения в зависимости от температуры испытания:

1 — 730° С, 16 ч; 2 — 780° С, 16 ч

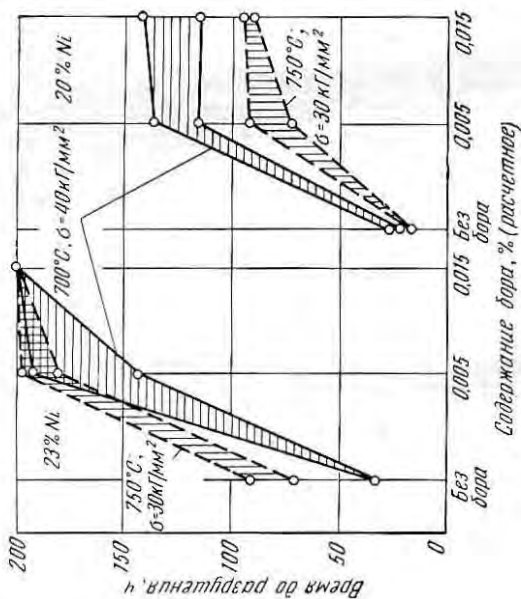


Рис. 187. Влияние бора на длительную прочность стали ЗИИ696М с никелем при различных температурах испытания. Термическая обработка: закалка с 1170° С + старение при 780° С, 16 ч

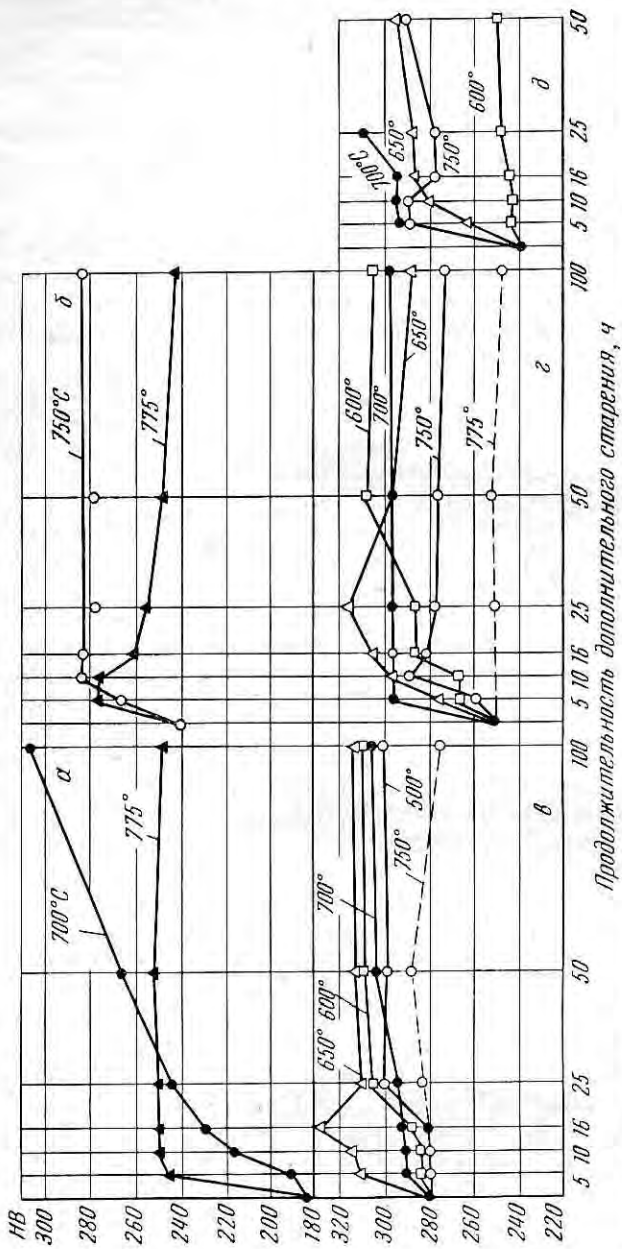


Рис. 189. Изменение твердости стали ЗИ696М в зависимости от продолжительности и температуры дополнительного 16-ч старения (начальная термическая обработка: закалка при 1120°С, 3 ч, масло):

а — 650°С; б — 700°С; в — 750°С; г — 775°С; д — 800°С

ратурах повышается и объемные изменения стабилизируются. Наибольшее изменение свойств при втором старении наблюдается в том случае, если первое проводят при 779°C . Если же его проводят при 750°C , когда сталь обладает высокими прочностными свойствами, то после дополнительного старения при низких температурах свойства изменяются в меньшей степени [5].

Анализ показывает, что после дополнительного старения при низких температурах количество элементов в γ' -фазе практически не изменяется, хотя и имеется тенденция к их увеличению. Вероятно, γ' -фаза выделяется в очень мелкодисперсной форме.

После закалки с 1000 или 1130°C и двойного старения (720 — 780°C , 16 ч + 600 — 650°C , 16 ч) сталь ЭИ696МВД имеет высокие длительную и кратковременную прочности в сочетании с достаточной пластичностью и, кроме того, нечувствительна к концентрации напряжений.

В этом состоянии сталь успешно применяют в виде рабочих лопаток 3-й и 4-й ступеней газовых турбин и последних ступеней компрессора при температурах 600 — 750°C , а после закалки с 1000 — 1030°C и двойного старения — в виде турбинных дисков и крепежа при температурах 500 — 650°C .

Высокие температуры закалки (1150 — 1180°C) с последующим одинарным старением (16 ч при 750 — 780°C) хотя и были рекомендованы для деталей, работающих при высоких температурах (750 — 800°C), но достаточной проверки не получили.

В табл. 57 приведены механические свойства образцов, вырезанных из различных мест дисков из стали ЭИ696М после различных вариантов термической обработки (см. также рис. 183).

Сталь ЭИ696МВД имеет высокие релаксационные свойства (рис. 83, 84) и принята в качестве основного материала для изготовления крепежа, используемого для работы при температурах 500 — 700°C в авиационной промышленности, морском судостроении и других отраслях техники после закалки с 1000 и 1120°C и двойного старения.

Для заклепок рекомендуется проволока в состоянии после закалки с 1000°C в воде, масле или в струе воздуха. Это обеспечивает хорошую деформируемость при клепке и высокое качество поверхности головки.

Сталь ЭИ696М обладает высокими упругими свойствами и релаксационной стойкостью. Ее применяют для изготовления пружин, работающих в условиях жаропрочности. При этом прутки или проволоку диаметром $1,5$ — $5,5\text{ мм}$ подвергают закалке с $1130 \pm 10^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 30 мин , охлаждению на воздухе или в воде и наклепу 40% -ным обжатием для пружин, работающих при 400 — 500°C , и 20% -ным обжатием для пружин, работающих при 500 — 700°C ; старение проводят при $700 \pm 20^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 5 ч и охлаждением на воздухе (табл. 58).

Литые детали из стали ЭИ696М имеют высокие механические свойства, если выплавку и разливку ведут в вакууме.

Т А Б Л И Ц А 57. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ЭИ696М
ПРИ КОМНАТНОЙ И ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРАХ

Режим закалки после горячей прокатки	Режим старения	Кратковременные испытания						Длительная прочность				
		$t_{исп}$, °C	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %	$E \times 10^{-3}$, кг/мм ²	$t_{исп}$, °C	σ_{100}	σ_{500}	σ_{1000}	σ_{2000}
Без закалки	730° C, 16 ч + 630° C, 16 ч	20	135	104	20	46	—	500	—	—	—	—
		500	115	100	15	42	—	600	—	—	—	—
		600	103	95	16	48	—	—	—	—	—	—
		700	88	85	22	35	—	—	—	—	—	—
1000+10° C, 3 ч, масло	750° C, 16 ч + 630° C, 18 ч	20	100—145	91	23	42	—	400	100	90—95	85	—
		500	111	91	17	35	—	500	90	—	—	—
		600	102	88	20	43	—	550	73	—	—	—
		700	83	79	14	15	—	600	63—65	—	—	—
1100—1130° C, 3—5 ч, масло	760—770° C, 16 ч + 500÷650° C, 10÷12 ч	20	100—125	65—80	15—30	15—30	19,6*	400	88	80—75	70	68
		500	93—105	—	15—30	15—35	16,4	500	75	—	—	—
		600	85—105	—	10—22	10—25	15,8	600	60	—	—	—
		650	—	—	—	—	—	650	49	39	37	35
1100—1130° C, 3—5 ч, масло	840—850° C, 3—5 ч + 700° C, 20—25 ч	700	65—85	—	8—18	10—26	15,2	700	45—40	32	30	—
		750	58—70	—	8—14	10—25	14,9	750	30—32	—	—	—
		20	116	70	20—25	20—30	—	600	53	—	—	—
		600	80—95	—	15	20	—	650	50	—	—	—
1160—1180° C, 2—8 ч, воздух	750—775° C, 16—25 ч	700	70—77	—	15	20	—	700	40	—	—	—
		20	95	70	10**	14	18,3**	500	67	—	—	—
		500	90	65	9**	14	18,6	600	60	—	—	—
		600	86	63	10**	15	13,1	650	49	—	—	—
		700	76	59	10**	15	12,4	700	40	—	—	—
		750	62	52	8**	13	12,16	750	30	—	—	—
		800	46	39	17**	35	11,1	800	17	—	—	—

* При данной обработке модуль упругости определяли при динамических испытаниях.

** При данной обработке модуль упругости определяли при статических испытаниях.

Т А Б Л И Ц А 58. СВОЙСТВА ПРУЖИН ИЗ СТАЛИ ЭИ696М

Состояние	Степень обжатия, %	σ_b , кг/мм ²	HRC
Исходное	20	75—95	25—30
	40	110—120	30—35
После старения	20	100—120	30—40
	40	145—160	40—45

Хромоникельтитанистая сталь НЗ6ХТЮ (ЭИ702)

Эта сталь применяется для упругих элементов приборов различного назначения [190—192].

Сталь применяют в виде термически обработанной (закалки с 920—950° С в воде) холоднокатаной ленты со степенью наклепа 50—60%, горячекатаных и кованых прутков и проволоки, а также термически обработанных и состаренных лент с механическими свойствами, указанными в табл. 59.

Т А Б Л И Ц А 59. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭИ702

Термическая обработка	Прокат	Твердость	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ , %
			кг/мм ²	кг/мм ²	
Закалка с 960—980° С, вода	Лента	75—90 HRB	≤ 75	≤ 35	≥ 38
	Прутки		≤ 75	—	≥ 20
Закалка с 920—950° С, вода + старение при 650—670° С, 2 ч	Лента	≥ 38 HRC	≥ 125	≥ 90	≥ 8
	Прутки		≥ 125	—	≥ 15
Холодная прокатка, закалка с 920—950° С, вода + наклеп 60%	Проволока	—	> 100	—	≥ 2
	»	—	≥ 160	—	≥ 5

Закалка с низких температур (920—950° С) позволяет сохранить мелкозернистую структуру, обеспечивающую высокие механические свойства.

В работе [190] изучали влияние бора на упругость и твердость стали ЭИ702 после закалки с 925—950° С и двойного старения: при 700° С, 2 ч и при 650° С, 4 ч. Установлено, что введение до 0,005% В повышает предел упругости и твердость, не влияя на кинетику распада и природу выделяющихся γ' -фаз.

Наиболее высокие упругие свойства получаются при введении бора в количестве, близком к границе его растворимости в γ -твердом растворе (0,005%).

Влияние старения на изменение внутризеренной структуры стали ЭИ702 изучено в работе Л. Х. Пивоварова [193]. Установлено, что после старения при 650, 700 и 800°С средний угол разориентировки зерен в процессе старения возрастает от 7' в закаленном сплаве до 10' в состаренном на максимальную твердость. Наблюдается прямолинейная зависимость между твер-

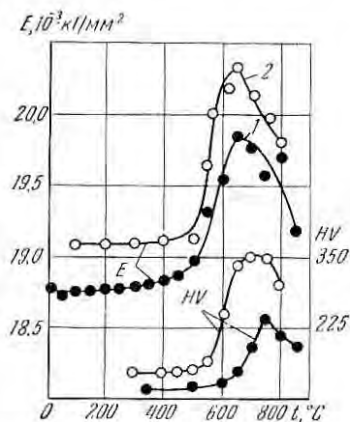


Рис. 190. Изменение модуля Юнга и твердости закаленных образцов в зависимости от температуры отпуска:

1 — закалка с 1150°С; 2 — закалка с 970°С

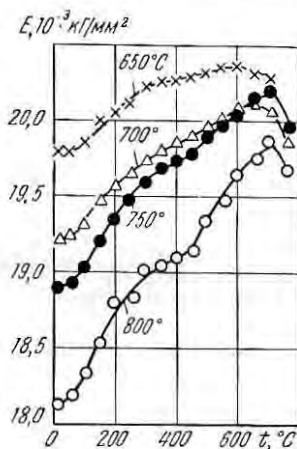


Рис. 191. Модуль Юнга в зависимости от температуры отпуска образцов (прокатка на 20% после старения при различных температурах)

достью по Бринелю и величиной $\frac{E}{\sqrt{t}}$, где E — модуль упругости, а t — размер блоков. Величина $\frac{E}{\sqrt{t}}$ возрастает с увеличением предела текучести, например: после закалки $\sigma_{0,2} = 45 \text{ кг/мм}^2$ и $\frac{E}{\sqrt{t}} \cdot 10^2 = 23 \text{ кг/см}^{-\frac{5}{2}}$, а после старения в течение 3 ч при 700°С $\sigma_{0,2} = 88 \text{ кг/мм}^2$ и $\frac{E}{\sqrt{t}} \cdot 10^2 = 42 \text{ кг/см}^{-\frac{5}{2}}$.

В работе [192] определяли динамический модуль упругости и твердость сплавов Н36ХТЮ, Н42ХТЮ и Н36ХТЮМ8 после термомеханической обработки (рис. 190 и 191). Первые две стали отпускали при 690°С в течение 3 ч, а сталь с 8% Мо — при 750°С в течение 4 ч. Установлено, что модуль упругости всех трех спла-

вов мало зависит от степени предварительной пластической деформации. Твердость, предел текучести и особенно предел упругости увеличиваются с ее увеличением [192, 194].

Сталь НЗ6ХТЮМ8

Благодаря присадке молибдена сталь имеет более высокие характеристики релаксации и упругие свойства и большую склонность к упрочнению при пластической деформации. Релаксационная стойкость сплава исследована в работе [195]. Установлено, что сплав обладает достаточно высокой релаксационной стойкостью

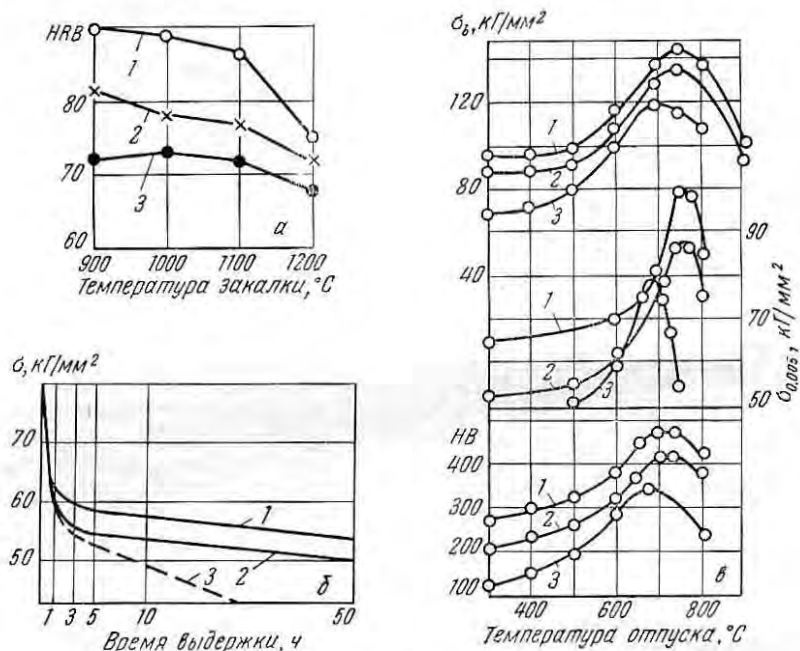


Рис. 192. Влияние молибдена на свойства сплавов:

а — изменение твердости сплавов в зависимости от температуры закалки; б — релаксация напряжений при 500° С; в — изменение свойств сплавов в зависимости от температуры отпуска; 1 — 36НХТЮМ8; 2 — 36НХТЮМ5; 3 — 36НХТЮ

при 350° С в течение нескольких сотен часов. Его можно применять при 500° С для работы в течение 500 ч, однако при этом напряжения у предварительно нагруженных образцов снижаются на 20% (табл. 60).

Из сопоставления свойств сплавов 36НХТЮ, содержащих различное количество молибдена (рис. 192), следует, что этот элемент сильно повышает стойкость сплавов против разупрочнения [196].

ТАБЛИЦА 60. РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ
НА РЕЛАКСАЦИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА НЗ6ХТЮМС

Режим термической обработки	Режим испытаний	t _{испр} , °С	τ ₀	τ ₁₀₀	τ ₅₀₀	S ₀	1/τ ₀	τ _к , ч
				кг/мм ²				
По ТУ	Без предварительного нагружения	350	65	63	55	0,99	3,6	11700
			52	50	46	0,98	3,4	11600
			36	35	32	0,99	2,8	13800
		450	63	51	30	0,89	12,5	3200
			55	45	32	0,89	8,5	4570
			36	28	18	0,88	11,3	3000
		500	65	42	20	0,77	18	2070
			52	33	17	0,75	16	2890
			36	24	14	0,78	14	2480
Нагрев при 700° С, воздух	С предварительным нагружением: σ = 65 кг/мм ² , 25 ч	500	32	—	20	0,78	4,8	6770
		450	56	—	38	0,97	6,5	6200
Закалка с 1050° С + отпуск при 650° С, 4 ч	С предварительным нагружением: σ = 40 кг/мм ² , 25 ч при 500° С	500	40	—	23	0,64	3,3	9550
Закалка + наклеп + отпуск при 650° С, 4 ч		500	40	—	31	0,865	1,9	18800
То же, но отпуск при 700° С, 4 ч		500	40	—	27	0,825	4,0	8750

Хромоникельтитанистая сталь ХН35ВТЮ (ЭИ787)

Сталь применяют при изготовлении дисков турбин и компрессоров, работающих при 550—650° С [5, 197, 198, 199, 200, 201].

Жаропрочные свойства стали в сильной степени зависят от режимов термической обработки и структуры.

Исследования К. П. Сорокиной, Н. Ф. Лашко и автора показали, что сталь ЭИ787 представляет четырехфазную систему, состоящую из γ-твердого раствора, интерметаллидной фазы γ' типа (Ni, Fe, Cr)₃ (Ti, Al), с г. ц. к. решеткой, карбида титана с параметром решетки 4,32 Å и борида, условно названного у (Me₃B₂). Боридная фаза изоморфна фазе у, образующейся в стали ЭИ696М и в сплавах типа ЭИ617. Хром и вольфрам в фазе γ' сле-

дует считать примесями. Максимальное количество γ' -фазы наблюдается после старения при 775°C в течение 16 ч. При большей длительности старения γ' -фаза коагулирует и образует пластинчатые выделения.

Согласно данным [198], в стали ЭИ787 при низких температурах ($500\text{--}650^\circ\text{C}$) наблюдается процесс предвыделения, а при температурах старения ($650\text{--}950^\circ\text{C}$) — образование и выделение γ' -фазы типа $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$. При более длительных выдержках и температурах $850\text{--}950^\circ\text{C}$ γ' -фаза перерождается в более стабильную γ'' -фазу ($\text{Ni}, \text{Fe})_3(\text{Ti}, \text{Al})$ игольчатого типа. Пластическая деформация и повышение содержания титана способствуют ускорению этого процесса [201].

Термическая обработка состояла из закалки с $1180\text{--}1200^\circ\text{C}$, второй закалки с 1050°C и 16 ч старения при $750\text{--}800^\circ\text{C}$, охлаждение во всех случаях было на воздухе. При промышленной проверке установлено, что после такой термической обработки сталь имеет высокие прочностные свойства, но в то же время низкие пластические свойства и отличается чувствительностью к надрезу, особенно в интервале рабочих температур ($600\text{--}700^\circ\text{C}$).

Указанный режим термической обработки к применению не рекомендуется.

В последнее время режим изменен: температура первой закалки снижена до $1150\text{--}1160^\circ\text{C}$ (выдержка до 10 ч), а температура старения повышена до 830°C (табл. 61).

В результате сталь ЭИ787 нечувствительна к надрезу, улучшены ее пластические свойства, однако длительная прочность при 700°C несколько снизилась: 36 кг/мм^2 вместо 40. Механические свойства после такой обработки были приведены ранее на рис. 181 и 182.

Были проверены другие режимы термической обработки, в том числе и термомеханическая обработка (табл. 14 и 15). Эта обработка заключается в нагреве деталей до $1100\text{--}1080^\circ\text{C}$ и штамповке при этой температуре с обжатием $\sim 30\%$, закалки и последующего старения деталей при 750°C в течение 16 ч.

Данные об изменении твердости в зависимости от температуры изотермической выдержки при закалке, старении и связи упрочнения с фазовым составом стали указывают на то, что распад твердого раствора происходит при температурах ниже $900\text{--}950^\circ\text{C}$ [202].

При охлаждении на воздухе идет частичный распад твердого раствора ($\gamma \rightarrow \gamma'$) и упрочнение, причем оно тем больше, чем массивнее деталь [197, с. 93].

В работе [202] был исследован процесс старения сплава ЭИ787 при температурах $450\text{--}950^\circ\text{C}$. Установлено, что в интервале $550\text{--}900^\circ\text{C}$ упрочнение связано с образованием интерметаллидной фазы типа $\text{Ni}(\text{TiAl})$, которая выделяется при 950°C и более низких температурах, причем в тем большем количестве, чем меньше скорости охлаждения. В случае длительных выдержек

ТАБЛИЦА 61. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭИ787
ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ
(ПО ДАННЫМ Е. Г. НАЗАРОВА)

Режим термической обработки*	Число плавок		Длительная прочность*			Кратковременные испытания					
	Число образцов	$t_{\text{исп.}}$, °С	σ , КГ/ММ ²	τ , ч	$t_{\text{исп.}}$, °С	$\sigma_{\text{р}}$, КГ/ММ ²	$\sigma_{\text{с}}$, КГ/ММ ²	δ , %	ψ , %	$a_{\text{р}}$, КГ-М/СМ ²	
1180° С, 8 ч + +1050° С, 4 ч + +750° С, 16 ч	103	234	750 550	30 75	312 106 (н. р.)	20	115,1	79,6	11,4	15,0	4,0
1160° С, 8 ч + +1050° С, 4 ч + +750° С, 16 ч	21	42	750 550	30 75	198 496	20	122,4	79,4	15,1	17,7	6,02
1120° С, 10 ч + +750° С, 16 ч	10	20	750 550	30 75	91 217	20	122,4	80,3	16,0	19,1	6,75
1080° С, 8 ч + +750° С, 16 ч	25	50	550 700 700	75 42 38	308 109 120	20 550 700	128,3 114,1 97,8	82,5 — —	21,9 18,4 10,4	32,4 32,3 15,2	10,4 9,5 7,6

* После каждого нагрева — охлаждение на воздухе. ** Средняя стойкость образцов до разрушения (τ) подсчитана только по разрушившимся образцам. Большинство образцов снято с испытаний до разрушения; н. р. — образец не разрушен.

при 900—950° С образуется богатая железом γ' -фаза типа (Ni, Fe)₃ (TiAl), с которой связывают некоторое понижение пластичности и длительной прочности. Между количеством γ' -фазы и твердостью существует линейная зависимость. Повышение содержания титана в стали, а также пластическая деформация ускоряют образование γ' -фазы.

ЦКТИ был предложен ступенчатый режим обработки сплава ЭИ787: закалка с 1190—1200° С, 3—5 ч, воздух + нагрев на 1000° С, 4 ч, охлаждение с печью до 900° С, 8 ч, дальнейшее охлаждение с печью до 850° С, 15 ч, воздух + старение при 750° С, 15 ч, воздух. Однако исследования показали, что кратковременная прочность, пределы текучести и длительная прочность у образцов, обработанных по этому режиму, ниже (табл. 62), чем по режимам, предложенным ЦНИИЧМ (см. табл. 52).

Более низкие значения кратковременной прочности и пределов текучести в случае режима ЦКТИ получаются также после длительного старения при 600, 700 и 750° С и испытаниях при 20° С и температурах, соответствующих температурам старения. Это показывает, что ступенчатый режим старения к сплаву ЭИ787

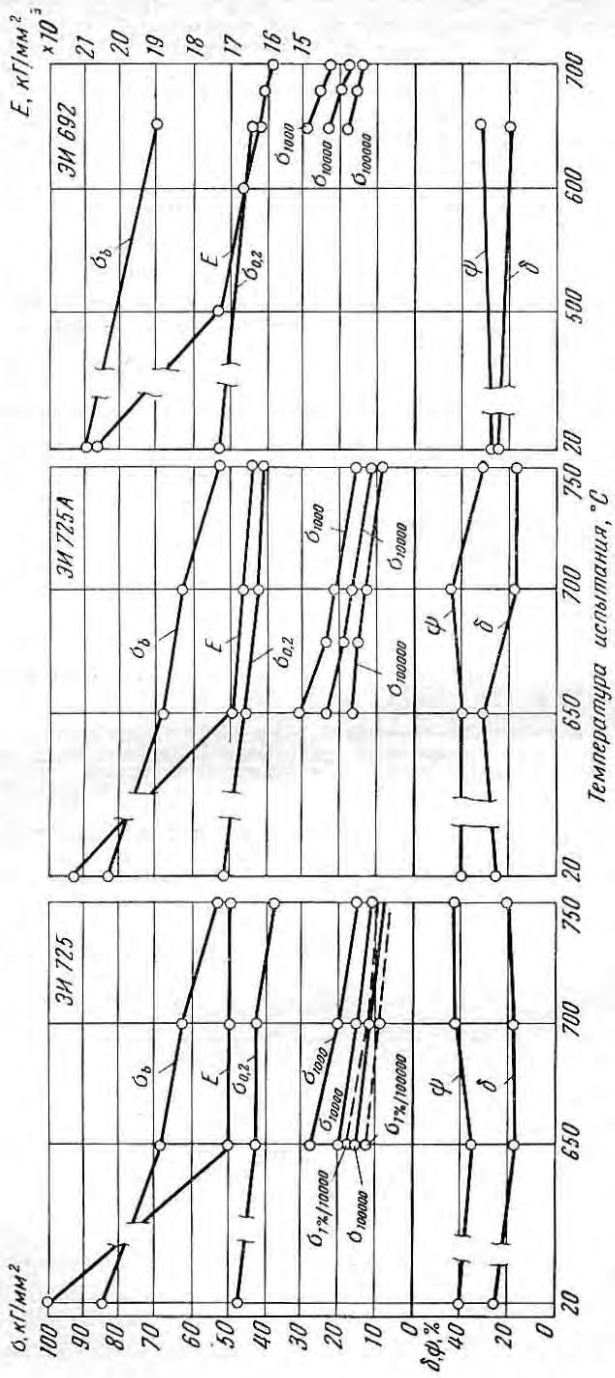


Рис. 193. Изменение механических свойств сталей ЗИ725, ЗИ725А и ЗИ692 в зависимости от температуры испытания

ТАБЛИЦА 62. ПРЕДЕЛЫ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ, кг/мм^2 , СПЛАВА ЭИ787 ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ

Режим обработки	$t_{\text{исп}}$ °С	σ_{1000}	σ_{3000}	σ_{5000}	σ_{10000}
ЦНИИЧМ	700	33—37	—	30—33	28—32
ЦКТИ	700	20—24	—	17—20	15—18
ЦНИИЧМ	750	29	25—26	24	22
ЦКТИ	750	22,5	19	17,5	16

неприменим, так как он приводит к сильному разупрочнению сплава при очень незначительном повышении пластичности.

Сталь ХН35ВМТР (ЭИ692)

Сталь относится к слабо дисперсионно твердеющим и применяется для изготовления лопаток и крепежа в газокотлотурбостроении, работающих при $650\text{—}700^\circ\text{C}$, со сроком службы до 10 000 ч. Сталь имеет удовлетворительную пластичность в условиях длительного разрыва при $650\text{—}700^\circ\text{C}$ и окалиностойкость до 850°C . Изменение жаропрочных свойств стали в зависимости от температуры показано на рис. 193—195. Применение стали ЭИ692 для работы при 800°C описано в [12, 57].

Хромоникельтитанистая сталь ХН35ВТР (ЭИ725)

Сталь ЭИ725 используют для изготовления корпусов турбин и направляющих лопаток, работающих при 750°C . Сталь относится к группе дисперсионно твердеющих повышенной жаропрочности. Термическая обработка состоит из закалки и старения (см. рис. 193, табл. 52). Сталь обладает достаточно высокой жаропрочностью при температурах до $700\text{—}750^\circ\text{C}$ и длительных сроках службы. В процессе длительных испытаний происходит снижение ударной вязкости стали с 10 до $6 \text{ кг}\cdot\text{м/см}^2$ [11, 20].

Сталь Х15Н30ВМТ (ЭП437, ВЖ102) *

Эта сталь содержит сравнительно небольшое количество упрочняющих элементов [$\Sigma(\text{Ti} + \text{Al}) = 2,4\div 2,8$] и большее количество тугоплавких элементов — вольфрама и молибдена. Вместо бора, ухудшающего свариваемость, имеется небольшое количество циркония.

Сталь, обладая сравнительно высокими жаропрочными свойствами, хорошо сваривается и предназначена для изготовления сварных элементов конструкции различного назначения (корпус

* Сплав предложил Л. Е. Конторович.

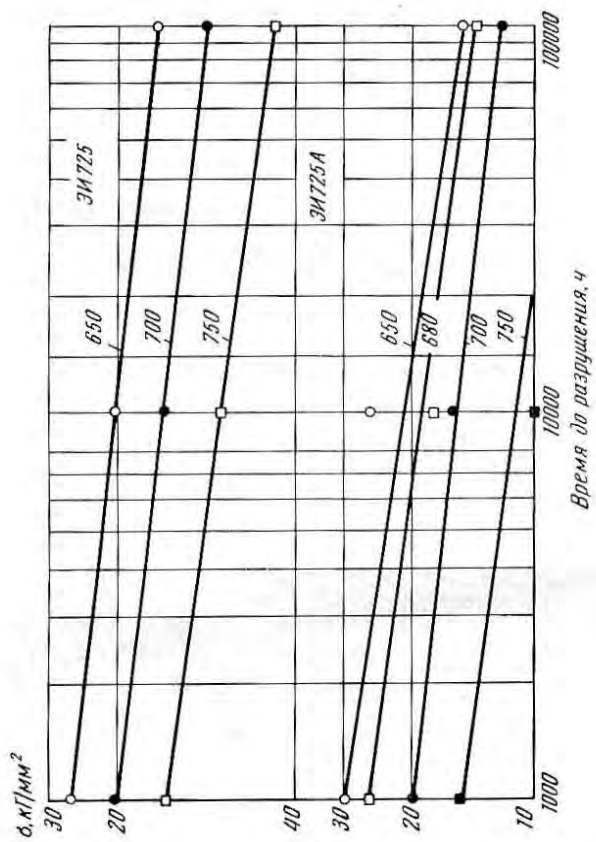
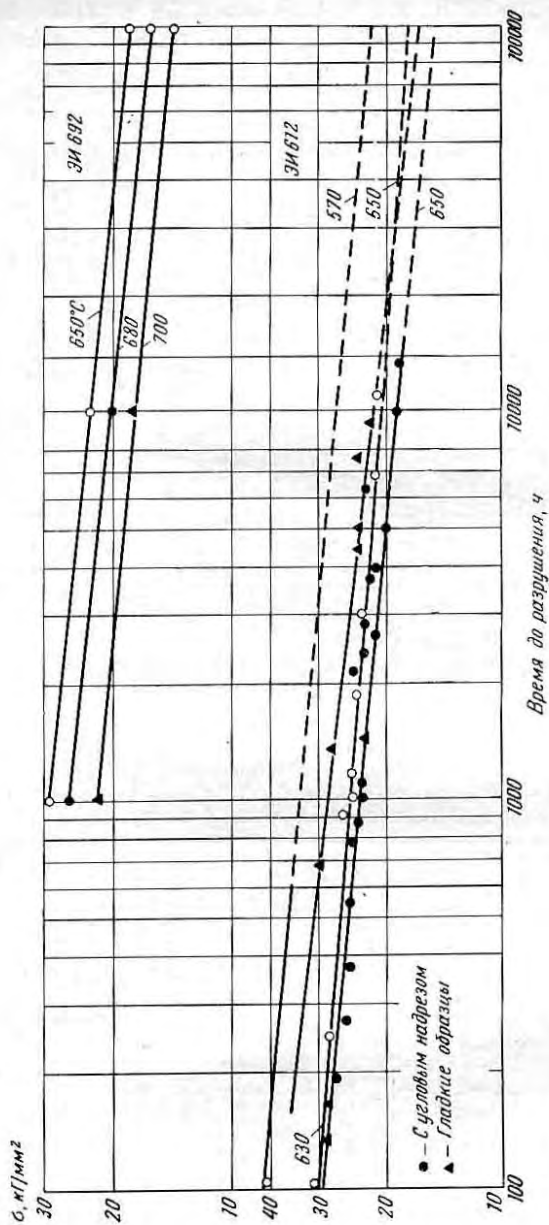


Рис. 194. Длительная прочность сталей ЗИ692, ЗИ725, ЗИ725А и ЗИ612 при различных температурах



турбины, сопловой раструб и задняя опора подшипника, а также другие детали).

После термической обработки (закалка с $1180-1150^{\circ}\text{C}$ на воздухе и 16-ч старение при $750 \pm 10^{\circ}\text{C}$) сталь имеет механические свойства, приведенные в табл. 63.

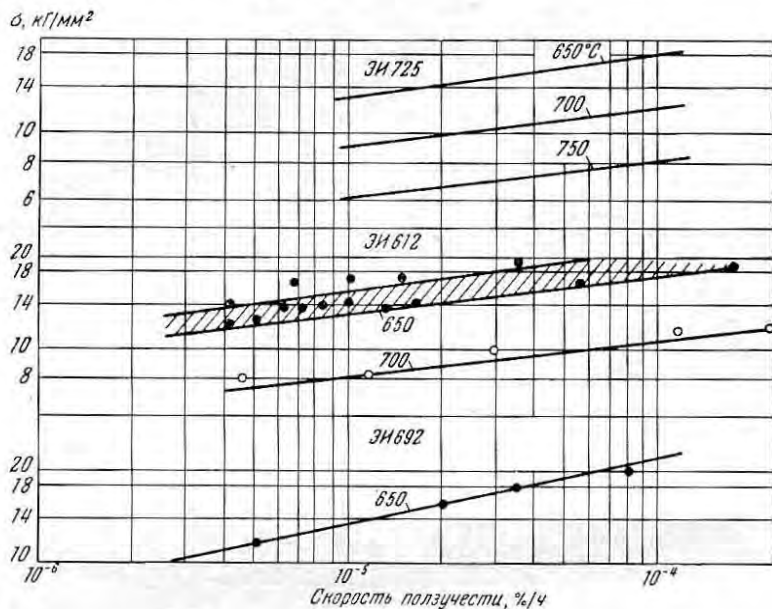


Рис. 195. Зависимость скорости ползучести сталей ЭИ725, ЭИ612 и ЭИ692 от напряжения

ТАБЛИЦА 63. СВОЙСТВА СТАЛИ ЭП437 (ПРУТКИ)

$t_{\text{исп}}, ^{\circ}\text{C}$	Кратковременные испытания					Длительная прочность кг/мм ²			
	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	$\delta, \%$	$\psi, \%$	a_K кг·м/см ²	σ_{100}^H	σ_{100}^T	$\sigma_{0,2/100}$	σ_{-1}
20	100—107	70—75	10—20	20—25	4—5	—	—	—	—
600	77—85	55—58	8—13	15—21	3,0—3,3	65	—	—	—
700	70—80	53—58	7—9	10—15	2,2—2,5	38	38	36	31
800	45—53	36—40	11—15	26—33	4,5—8,0	18	18	10	25
850	25—29	—	32—14	49—55	—	11	—	—	—

Механические свойства сварных соединений стали ЭП437 приведены в табл. 64. Сталь удовлетворительно обрабатывается резанием.

ТАБЛИЦА 64. СВОЙСТВА ЛИСТОВОГО МАТЕРИАЛА
И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ ЭП437

Вид сварки	$t_{\text{всп.}}^{\circ}\text{C}$	σ_B кг/мм ²	δ , %	ψ , %	σ_K кг.м/см ²	σ_{100} кг/мм ²	σ_{\perp} кг/мм ²
Дуговая (электрод — основной металл с покрытием НЖ-4)	20	78—83	11—14	15—18	2,5—4,3	—	—
	800	37—41	11—14	34—56	—	13	—
Контактная стыковая	20	85—92	10—12	12—16	2,5—3,5	—	—
	700	69—73	5—11	10—14	—	—	25
	800	47—51	11—18	15—44	—	15	25
Аргоно-дуговая	20	96— 104	—	—	—	—	22
	500	88—91	—	—	—	74	24
	600	68—82	—	—	—	48	—
	700	64—71	—	—	—	26	19
	800	43—53	—	—	—	—	—
Роликовая	20	60—70	—	—	—	—	18
	600	58—60	—	—	—	23	—
	700	52—55	—	—	—	10	21
	800	39—41	—	—	—	—	—

Сталь ЭИ725А (ЭП164) *

Сталь представляет модификацию стали ЭИ725 и отличается от нее пониженным содержанием никеля (до 22—25%); рекомендуется для турбинных лопаток и крепежа, работающих при 650—680° С, а также листового материала, работающего при температурах до 750° С [11, 20].

Сталь подвергают термической обработке: закалке с 1120—1150° С на воздухе и старению в течение 24 ч при 750—780° С (см. рис. 193, 194).

Сталь обладает высокой прочностью и пластичностью, определяемыми при длительных испытаниях, а также высокой релаксационной стойкостью при 650—680° С.

Сталь рекомендуется в качестве заменителя хромоникелевых сталей типа ЭИ725 и ЭИ692, имеющих на 10% больше никеля.

Сталь ХН35ВТ (ЭИ612)

Эту сталь [12] используют для изготовления рабочих лопаток газовых турбин с рабочей температурой до 650° С, для поковок дисков сварных и цельнокованых роторов.

* Сталь предложена ЦНИИЧМ.

Сталь относится к умеренно дисперсионно твердеющим сплавам с максимальной твердостью при 700 и 650° С. В закаленном на аустенит состоянии ее твердость ~140 НВ, а после старения возрастает до 240 НВ.

Одновременно с твердостью при старении повышаются механические свойства при комнатной и высоких температурах.

Сталь применяют в термически обработанном состоянии после закалки с 1080° С в воде и двойного старения: 10 ч при 850—900° С и 25—50 ч при 700—710° С [20].

В случае перегрева в процессе работы до 850° С сталь при последующей работе уже при более низкой температуре (650—700° С) может упрочняться вследствие выделения интерметаллидной фазы из твердого раствора. По данным [163, с. 263], при старении в стали ЭИ612 выделяется γ' -фаза типа $Ni_3(Al, Ti)$.

Характерная особенность стали ЭИ612 — нечувствительность к надрезу, сочетающаяся с достаточно высокой жаропрочностью, пластичностью и релаксационной стойкостью.

В условиях длительного разрыва образцы стали ЭИ612 показывают вполне достаточную пластичность, которая после 12 000 ч испытания бывает не ниже 5—8%.

Некоторые исследователи [12, 163, с. 263] считают, что сталь марки ЭИ612 по жаропрочным характеристикам (см. рис. 194, 195) превосходит сложнелегированные стали ЭИ434 и ЭИ395, однако она имеет высокое содержание никеля.

Хромоникельтитаноалюминиевая сталь ЭП105 *

Сталь ЭП105 относится к классу жаропрочных дисперсионно твердеющих с интерметаллидным упрочнением. Основа стали — аустенитный твердый раствор системы Fe—Cr—Ni, легированный титаном, алюминием и молибденом. Упрочнение стали достигается в результате дисперсионного твердения, интенсивно протекающего при 750—800° С (рис. 196, 171). Основной упрочняющей фазой является интерметаллидная γ' -фаза типа Ni_3Ti . Одновременно в структуре стали присутствуют карбиды и нитриды титана и боридная фаза y примерного состава $(MoCr)_5B_4$, в которую входит незначительное количество хрома и железа [5].

Сталь обладает высокими жаропрочными свойствами (см. рис. 181 и 182), особенно при 750—800° С. Пределы длительной прочности стали ЭП105 при высоких температурах приведены в табл. 65.

Испытание проводили на образцах, вырезанных из кованных заготовок сечением 55×55 и 75×75 мм и горячекатаных прутков, термически обработанных по режиму: закалка с 1120—1150° С (выдержка 2—3 ч), охлаждение в масле и двойное старение:

* Сталь предложена З. А. Шеванковой, А. А. Феединой, Н. К. Кернич и автором.

775—800° С, 16 ч и 630—650° С, 10—16 ч, с охлаждением на воздухе.

Чувствительности стали ЭП105 к надрезу, которую определяли при температурах наибольшего охрупчивания (600, 800° С) и радиусе надреза 0,5 мм, не обнаружено.

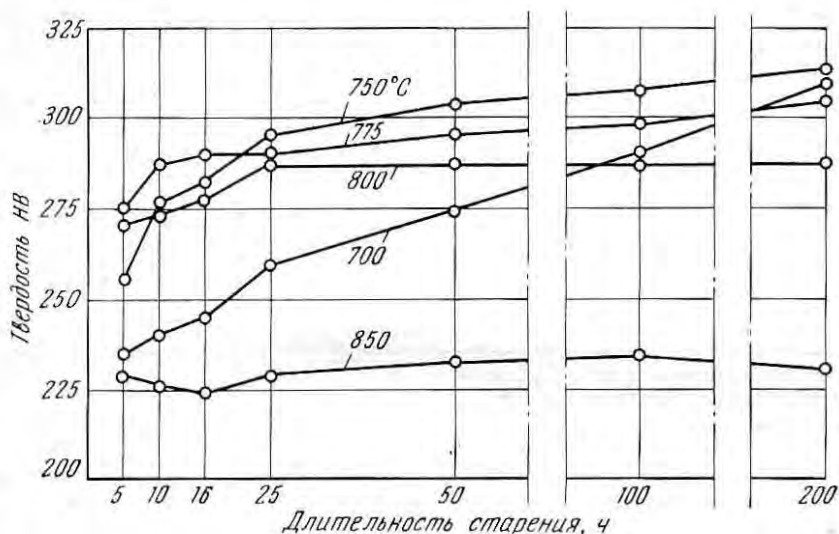


Рис. 196. Изменение твердости стали ЭП105 в зависимости от температуры и продолжительности старения (предварительная закалка с 1140° С)

Пределы ползучести и выносливости при чистом изгибе образцов гладких и с надрезом приведены в табл. 66.

Сталь ЭП105 удовлетворительно деформируется в интервале 1100—900° С и обрабатывается резанием. Она хорошо сваривается и ее можно применять для изделий, изготовляемых из листа и ленты (табл. 67 и 68).

ТАБЛИЦА 65. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ ЭП105

Температура испытания, °С	σ_{100} , кг/мм ² , образцов		δ , % (гладкие образцы)
	гладких	с надрезом	
500	87	—	—
600	70	70	—
700	45	45	1,5—3,5
750	35	35	2,5—6,0
800	24—25	25	5,0—7,0

ТАБЛИЦА 66. ПРЕДЕЛЫ ПОЛЗУЧЕСТИ И ВЫНОСЛИВОСТИ
СТАЛИ ЭП105

Температура испытания, °С	$\sigma_{0,2/100}$, кг/мм ²	σ_{-1} , кг/мм ² , образцов *	
		гладких	с надрезом
650	51	32	25
750	29	28—29	26
800	—	25	20

* На базе 10^7 циклов.

ТАБЛИЦА 67. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ ШВОВ
СТАЛИ ЭП105ВД *

Температура старения ** °С	Присадка	$t_{\text{исп}}$, °С	σ_b , кг/мм ²	δ , %	ψ , %
700	ЭП260	20	107	15	23
		700	89	10	22
	ЭП99	20	105	17	31
		700	87	10	21
750	ЭП533	20	110	17	24
		700	90	11	23
	ЭП260	20	110	10	11
		700	86	7,7	
750	ЭП99	20	110	15	28
		700	86	8,0	
	ЭП533	20	118	11	10
		700	96	12	

* Листы толщиной 11 мм; термическая обработка: закалка + старение + старение.

** Продолжительность старения 8 ч, охлаждение на воздухе.

В табл. 67 приведены механические свойства сварных швов стали ЭП105ВД (ручная аргоно-дуговая сварка с различными присадками) вакуумно-дуговой выплавки (ВД).

Эта сталь рекомендуется для изготовления рабочих лопаток и дисков турбин, работающих до 800° С, а также в качестве заменителя сплавов ЭИ437А и ЭИ437Б.

**ТАБЛИЦА 68. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ *
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ЭП105ВД**
(горячекатаный лист толщиной 1 мм)

Режим старения	$t_{исп}$, °С	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %
700° С, 12 ч	20	118	72	32	50
	700	90	75	13	16
750° С, 12 »	20	123	76	26	47
	700	100	82	14	15
800° С, 12 »	20	123	74	22	41
	700	93	83	16	26
800° С, 8 »	20	155	88	20	34
630° С, 4 »	700	97	87	21	23

* Старение после закалки с 1000° С. Охлаждение при старении на воздухе.

Хромоникелевые аустенитные стали с высоким содержанием бора (0,3—0,7%)

Работами [203, 204, с. 178; 205, с. 258] показано, что при введении больших количеств бора (~0,4%) в аустенитные стали повышается стойкость сварных швов околосварной зоны против растрескивания при сварке. Этому способствует образование боридной эвтектики. Эвтектика имеет относительно высокую температуру плавления, и поэтому нет опасности снижения жаропрочности. Кроме того, боридная эвтектика при охлаждении не подвержена охрупчиванию, если содержание бора в аустенитных сталях не превышает 0,8—1,0%. При большем содержании бора

**ТАБЛИЦА 69. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ Х18Н11В
ПРИ 650° С**

Содержание бора, %	σ , кг/мм ²	τ , ч	δ , %	ψ , %
Без бора	20	100 *	—	—
0,41	20	1300	—	—
	26	919	8,2	38
	32	334	15	23
	36	90	10	31
0,90	20	624	—	—
	26	1045	6,3	19
	32	290	6,0	16
	36	150	6,4	21

могут возникнуть холодные трещины, связанные с пониженной пластичностью эвтектической фазы.

При введении в сталь Х18Н11В около 0,4% бора длительная прочность при 650° С повысилась в 1,5 раза, а по времени разрушения это увеличивает стойкость стали в 8—10 раз (табл. 69).

На рис. 197 и в табл. 70 показана длительная прочность другой аустенитной сложнолегированной стали Х15Н24В4Т2Р (ЭП467) с содержанием бора 0,7% в сравнении с аналогичной сталью Х15Н24В2Т (ЭП164), но низким содержанием бора (0,005%).

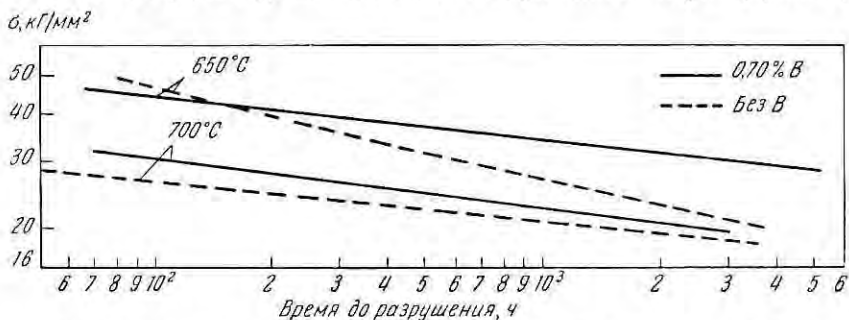


Рис. 197. Длительная прочность стали ЭП467 с бором и без него при 650 и 700° С

Сталь с высоким содержанием бора имеет более высокие жаропрочные свойства [205, с. 258].

Ударная вязкость обеих сталей с высоким содержанием бора при длительном старении при 700° С не снижается.

Стали с бором обладают высокими пластическими свойствами вблизи солидуса, но температура солидуса у этих сталей ниже, чем у сталей без бора или низким его содержанием (0,005%).

Хромоникелевые стали с содержанием 1,5—2,5% В используются в атомной технике для регулирующей аппаратуры, работающей при 350—400° С, так как обладают большим поперечным сечением захвата нейтронов.

ТАБЛИЦА 70. ЖАРОПРОЧНОСТЬ И ДЛИТЕЛЬНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ ПРИ 650° С СТАЛИ ЭП164 С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ И СТАЛИ ЭП467, ЛЕГИРОВАННОЙ БОРОМ

σ кг/мм ²	τ^* , ч	δ , %	ψ , %	σ кг/мм ²	τ^* , ч	δ , %	ψ , %
Сталь ЭП164				Сталь ЭП467			
42	110	11,9	19,0	42	106	16,9	31,8
36	296	9,1	14,7	36	575	16,2	31,4
32	104	4,3	12,1	32	1293	18,6	33,0
30	2532	0,59	7,8	30	2410	13,8	40,0
				26	9364	14,8	29,6

* Время до разрушения.

ЗАРУБЕЖНЫЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ И ХРОМОМАНГАНЦЕВЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ

В Англии и США для газотурбинных двигателей первоначально использовали хромоникелевые стали повышенной жаропрочности с молибденом, ниобием, титаном [Стайблейд, Рех 78, G-18B (Англия) и 17W, 19-9-D, тимкен 16-25-6]. Для особо напряженных двигателей впоследствии вместо этих сталей начали применять

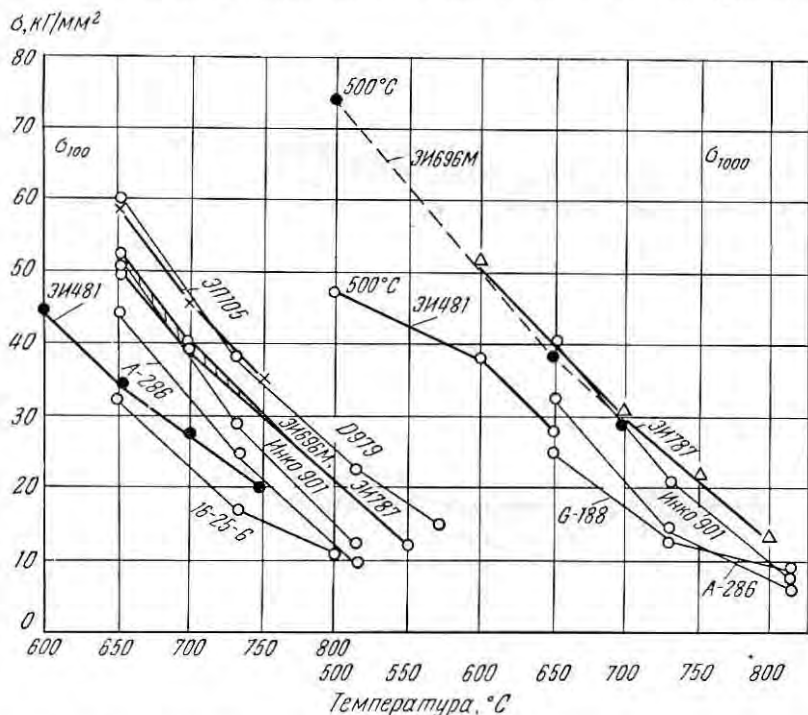


Рис. 198. Изменение 100- и 1000-ч длительной прочности ряда зарубежных и отечественных сталей в зависимости от температуры испытания

сплавы на никелевой (Англия) и кобальтовой (США) основах. В последнее время разработана большая группа хромоникелевых жаропрочных сталей с интерметаллидным упрочнением, которые нашли широкое использование в газотурбостроении и ракетной технике (А-286, инко 901, D-979 и др.) [88, 134, 140, 488].

Хромоникелевые и хромоманганцовистые стали самого разнообразного состава за рубежом применяют при изготовлении многих

деталей и узлов (диски, кольцевые детали, корпуса соплового аппарата и кожухи) газотурбинных двигателей. Химические составы зарубежных сталей приведены в табл. 71, длительная прочность — в табл. 72, а на рис. 198 — данные об изменении свойств с температурой испытания.

Сложнолегированные жаропрочные стали, упрочняемые наклепом

К этой группе относятся жаропрочные стали марок тимкен 16-25-6, 19-9-DL, 19-9D и G-18B, применяемые в турбинных дисках.

Для увеличения предела текучести при комнатной и повышенных температурах (до 400° С) с целью устранения вытяжки турбинных дисков в ступичной части, а также повышения жаропрочных свойств поковок подвергают полугорячему наклепу. Данные о длительной прочности сталей (см. табл. 72) свидетельствуют о том, что они обладают средней жаропрочностью, но более высокой, чем аустенитные стали типа 18-8, 25-12, 25-20.

Свойства сталей 16-25-6, 19-9-DL и 19-9-DX рассмотрены в работах [134, 102, 104, 168], а стали G-18B — в работах [86, 108].

В последнее время эти стали заменяют дисперсионно твердеющими с карбидным или интерметаллидным упрочнением.

Хромоникелевая сталь типа 19-9-Mo-W-Nb-Ti (19-9-DL)

Сталь имеет повышенное содержание углерода (0,28—0,35%) и потому обладает некоторой склонностью к упрочнению вследствие старения с образованием карбидов. Однако эта склонность к упрочнению невелика и для повышения механических свойств часто применяют полугорячий наклеп. После закалки с 980° С на воздухе сталь 19-9-DL имеет твердость ~196 *HB*, а после полугорячего наклепа при 650—800° С с обжатием 20—40% и последующего отпуска при 650—730° С примерно 311 *HB*.

Сталь используют для роторов, лопаток, болтов и многих других деталей (в том числе деталей, изготовляемых из листов) самолетов и ракет, паротурбинных силовых установок, оборудования нефтеперерабатывающей промышленности и химической аппаратуры (клапаны, автоклавы).

Горячую обработку проводят в интервале 1180—950° С и с применением полугорячего наклепа.

Сталь 19-9DL сваривается различными методами, но лучше для сварки изделий применять электроды марки 19-9-WX или 19-9-W-Mo. После сварки изделие рекомендуется отпускать при 650° С или закалывать с 930° С на воздухе.

Т А Б Л И Ц А 71. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, ХРОМИКОНИКЕЛЕВЫХ ЖАРПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ (зарубежных)

Сплав или сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Ti	Nb	Другие элементы	Назначение
<i>Стали повышенной жаропрочности</i>											
16-25-6	0,08	1,35	0,70	16,0	25,0	6,0	—	—	—	0,15 N	Детали реактивных двигателей и газовых турбин, турбокомпрессоров, ротора и лопатки. Цепи травильных ванн, болты и изделия из листов. Хорошо сопротивляется коррозии в морской воде
19-9W-Mo	0,10	0,50	0,60	19,0	9,0	0,40	1,3	0,40	0,44	—	Элементы сварных деталей газовых турбин
19-9-WX EME	0,11 0,10	— 0,5	— 0,7	20,5 19	8,5 12	0,50 —	1,55 3,2	0,20 —	1,3 1,2	— 0,15 N	Сварочная проволока Болты и клапаны паротурбинных установок
Рекс 78	0,01	0,8	0,7	14	18	4,0	—	0,2	—	4,0 Cu	Лопатки газовых турбин паровых двигателей
Эра HR6W (литой)	0,2	0,5	1,5	22,0	13,0	—	3,0	—	—	—	Направляющие лопатки соплового аппарата (точное литье)
Рефракталой В	0,07	—	—	25,0	30,0	8,0	—	—	—	—	Детали газовых турбин; лопатки
15-15-N	0,10	—	—	15,5	15,0	1,50	1,50	—	1,10	0,10 N	Трубы и другие детали пароперегревателей
<i>Стали с карбидным упрочнением</i>											
S-495	0,45	0,55	0,60	14,0	20,0	4,0	4,0	—	4,0	—	Детали газовых турбин
S-588	0,46	1,20	0,80	18,5	20,0	4,0	4,0	—	4,0	—	Детали газовых турбин
HNM	0,30	3,5	0,5	18,5	9,5	—	—	—	—	0,23 P	Авиационные конструкции из листовых материалов, лопатки компрессора, листы для газовых турбин

Сплав или сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Ti	Nb	Другие элементы	Назначение
19-9-DL	0,30	1,10	0,60	19,0	9,0	1,25	1,2	0,30	0,40	—	Обшивка панели самолетов, детали крепления раков, хвостовой конус, диски компрессора
19-9-DX	0,30	1,00	0,55	19,2	9,0	1,50	1,2	0,55	—	—	То же
ATV-3	0,35	1,36	1,17	14,9	27,4	—	4,0	—	—	—	Лопатки паровых турбин
FVS	0,42	0,7	1,5	14,0	14,0	—	2,6	—	—	—	Кольцевые детали газовых турбин
326	0,25	3,0	0,8	16,0	18,5	2,5	—	—	1,75	7,0 Co	Детали газовых и паровых турбин
Рекорд 326Д	0,43	0,90	1,25	14,3	14,6	2,0	2,2	—	2,8	9,5 Co	Детали газовых турбин
327	0,20	—	—	17	17	3,0	—	0,8	—	7,0 Co	Детали газовых и паровых турбин
R-20	0,12	0,8	0,3	1,90	14,0	—	—	—	1,6	—	Слабонагруженные диски турбин
R-22	0,22	1,0	1,0	23,0	12,0	—	3,0	—	—	—	Направляющие лопатки соплового аппарата (литье)
Мультиалой	0,25	1,6	1,0	20,5	46,5	2,7	3,5	1,2	2,9	3,0 Co	Окалиностойкие элементы конструкции до 1100° С. Детали конуса и форсажных камер реактивных двигателей; сопловой аппарат турбин
Унилой 17-W	0,30	—	—	13,0	20,0	0,60	2,25	—	—	—	Детали газовых и паровых турбин
Унилой 14-14-W	0,45	—	—	14,0	14,0	0,35	2,4	—	—	—	Детали выхлопных патрубков (АНС-5700)
G-21	0,4	0,9	1,4	13,0	13,0	—	2,3	—	0,9	—	Кольца
G-192	0,60	8,5	0,55	22,0	—	—	—	—	—	0,35 N	Детали, работающие при повышенных температурах; заменитель никельсодержащих сплавов

Сплав или сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Ti	Nb	Другие элементы	Назначение
AF-183 (экспериментальный)	0,30	18	0,30	12,5	—	3,0	—	—	—	0,8 V; 0,2 N	Детали, работающие при повышенных температурах; заменитель никельсодержащих сплавов То же
AF-71 (экспериментальный) 22-4-9	0,30 0,55	18 8,5	0,30 0,15	12,5 20,5	— 3,50	3,0 —	—	—	—	0,8 V; 0,2 B; 0,3 N 0,4 N	Клапаны паровых турбин, детали газовых турбин до 850° С. Немагнитные детали и болты
HTX	0,45	8,5	0,45	21,0	8,0	1,5	—	—	—	0,23 P; 0,2 N	Детали высокой прочности, работающие до 870° С
HTX (литой) CMN (Гамин Н.)	0,45 0,65	8,0 12,0	0,50 —	21,0 25,0	8,0 —	1,5 —	—	—	—	0,22 P; 0,2 N 0,45 N	То же Окалиностойкие детали, работающие до 1150° С; детали нагревательных печей
<i>Стали с интерметаллидным упрочнением</i>											
A-286	0,09	1,35	0,50	15,0	25	1,25	—	2,0	—	0,3 V	Высоконагруженные опоры главного подшипника, детали газовых турбин, корпусы турбин, силовые детали форсажных камер, лопатки и диски газовых турбин и компрессоров
M-308	0,04	—	—	13,0	33	3,0	6,4	2,0	—	0,20 Zr; 0,35 Al	Высоконагруженные опоры главного подшипника, детали газовых турбин, корпусы турбин, силовые детали форсажных камер, лопатки и диски газовых турбин и компрессоров

Сплав или сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Ti	Nb	Другие элементы	Назначение
M-813 Инкалой 901	0,08	—	—	18	35	4,0	—	2,25	—	1,4 Al	Лопатки газовых турбин Турбинные диски реактивных двигателей (J-75 и др.)
	0,05	0,5	0,35	13	40	6,0	—	2,5	—	0,2 Al; 0,01—0,05 B	
Дискалой 24	0,03	0,64	0,92	13,1	25,5	2,83	—	1,83	—	0,16 Al	Ротор турбины, элементы конструкций, крепление реактивных двигателей
W-545	0,08	1,3	0,3	13,0	26,0	1,5	—	3,5	—	≤0,10B; ≤0,35 Al	Высоконагруженные детали, работающие при температурах до 730°С, большие кольца, валы, диски турбин, детали ракет и турбонасосные агрегаты при низких температурах
Синидур D-979 (вакуумная плавка)	0,25	—	—	19	24	2,0	1,0	2,25	—	1,0 Al	Лопатки газовых турбин
	0,05	0,30	0,30	15,0	45	4,0	4,0	3,0— 4,0	—	0,1 B; 1,0 Al	Детали реактивных двигателей, работающие при температурах до 870°С
G-56	0,05	—	—	13	23	2,8	—	1,8	0,4 Nb—Ta	0,4 Ta; 0,2 Al	Диски турбин
Юнитемп 212	0,08	—	—	16	25	—	—	4,0	0,5	0,35 Al; 0,05 Zr; 0,06 B	Лопатки и диски газовых турбин
I-1300	0,05	—	—	14	33	4,0	6,0	2,0	—	0,25 Zr; 0,25 Al	Турбинные диски, валы, болты
V-57	0,08	0,25	0,55	15	25	1,25	—	3,0	—	0,30 V; 0,0075 B	Высоконагруженные детали, хорошо сопротивляющиеся усталости, диски турбин, корпусы турбин, крепеж, детали форсажных камер

ТАБЛИЦА 72. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ
ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ
(зарубежных)

Сплав	649° С		732° С		815° С		871° С	
	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}
<i>Деформируемые стали</i>								
A-286	44	32	24	15	9,1	5,6	—	—
Дискалой 24	38	29	22	14	10,5	—	—	—
W-545	49	—	—	—	—	—	—	—
Инколой 901	52	40	29	21	12	7,7	—	—
D-979 (вакуумная плавка)	60	—	38	—	23	—	—	—
Тинидур	35	24	17	10,5	—	—	—	—
Турбалой 13	45	38	—	—	—	—	—	—
M-813	—	36	29	21	15	9,1	—	—
G-21	—	—	13	8,3	7,2	4,4	4,4	2,5
G-18B	34	25	17	13	10	8,8	7,7	5,7
G-40	—	32	25	27	19	—	—	—
S-495	30	24	18	15	14	10	9,3	6,4
S-588	31	24	20	14	11,5	7,7	—	—
Гамма колумбий	31	25	—	—	11,7	7,7	7,6	5,6
ATV-3	—	—	—	—	7,9	—	—	—
19-9DX	37	29	—	—	—	—	—	—
19-9DL	37	27	20	13	12	7	—	—
CSA	35	27	16	8,7	—	—	—	—
HNМ	34	24	18	11	7,7	—	—	—
Кролой 15-15-N	—	—	—	13	—	7	—	—
17-14-Сu-Мо	30	26	18	14	11,5	8,4	—	—
19-9-W-Мо	29	24	20	—	7,7	—	—	—
HS-88	41	34	29	22	17	11	9,5	—
16-25-6	31	24	17	12	9,5	—	—	—
ЕМЕ	31	25	15	—	—	—	—	—
G-192	29	—	19	12	10,5	5,9	6,6	3,6
AF-183	37	27	18	—	7,4	—	—	—
22-4-9	48	38	28	18	15	8,4	—	—
HTX	48	37	25	18	13	—	—	—
CMN	45	39	17	13	9,1	7,7	—	—
16-15-6	52	28	21	14	—	—	—	—
<i>Литые стали</i>								
RL-35-100	—	—	29	22	17	10,5	11	7,4
Necla EM	—	—	—	—	—	—	—	5,3 *
Necla MM	—	—	—	—	—	—	—	6,3 *
HTX (C)	35	20	29	23	18	12	—	—

* При 895° С.

Сталь обладает склонностью к межкристаллитной коррозии, которая после термической обработки при 930° С с охлаждением на воздухе уменьшается. Окалиностойкость стали удовлетворительная до 950° С.

Сталь типа 19-9-Mo-W-Ti (19-9-DX) отличается от стали 19-9-DL тем, что в ней отсутствует ниобий. Применяют ее для тех же целей.

Хромоникельмарганцевая сталь типа 22-4-9-N-C коррозионностойкая жаропрочная нержавеющая

Сталь марки 22-4-9 предназначена для изготовления паровых клапанов и деталей газовых турбин, работающих при 480—870° С [134].

При комнатной температуре в зависимости от метода обработки сталь имеет твердость 300 и 550 *HV* и сохраняет большую часть своей прочности и твердости при повышенных температурах. Так, сталь с твердостью 344 *HV* при комнатной температуре будет иметь после выдержки в течение 1000 ч при 593° С твердость 250 *HV*. Имея высокое содержание углерода и аустенито-карбидную структуру, сталь немагнитна и пригодна для изготовления немагнитных шарико- и роликоподшипников. Благодаря высокой твердости при комнатной и повышенных температурах сталь обладает лучшим сопротивлением износу, эрозии, задиру и заеданию, чем низкоуглеродистые и аустенитные сплавы.

Хромомарганцевомолибденовая сталь типа 12-18-3-V-B (AF-71)

Эта сталь предназначена для применения в авиационных газотурбинных двигателях, конструкциях самолетов и управляемых снарядов [206].

ТАБЛИЦА 73. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ AF-71
ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ И ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ

Материал	Механические свойства при 20° С				Длительная прочность				
	σ_D , кг/мм ²	σ_S , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	t , °С	σ , кг/мм ²	τ , ч	δ , %	ψ , %
Лист	104	74	18	—	649	49	98	2,8	—
					815	15	81	5,0	—
Брусok	112	77	24	37	649	49	74	16,0	50
					815	15	234	19,0	53
Поковки	104	70	19	20	649	49	103	10,0	34
					815	15	209	15,8	42,9

Основное преимущество сплава АF-71, предназначенного для турбин, работающих при высоких температурах, — сочетание хорошей жаропрочности и ковкости с низким содержанием легирующих элементов (табл. 73). Термическая обработка сплава обычно состоит из закалки с 1120°C (1 ч) в воде и старения в течение 32 ч при 720°C на воздухе.

Наиболее высокими пределами длительной прочности отличаются стали типа 13-18-3-Mo-N-V и 21-8-8-Mo-N-P. Последняя сталь при 815°C имеет наиболее высокую длительную прочность в литом состоянии.

В США эти стали изготавливают несколько фирм [134].

ЗАРУБЕЖНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

К этой группе относятся жаропрочные хромоникелевые стали, легированные титаном, тугоплавкими элементами (Mo, W) и малыми добавками бора, ванадия и циркония (см. табл. 71 и 72).

В связи с тем, что жаропрочные стали с интерметаллидным упрочнением обладают рядом интересных свойств и применяются в авиационных газовых турбинах и в ракетной технике, ниже приводятся краткие данные по их свойствам.

Хромоникельтитанистая сталь А-286

Эту сталь применяют в США для рабочих лопаток и дисков газовых турбин, деталей компрессоров, крепежа, корпусов реактивных двигателей, каркасов и кольцевых деталей и оболочек летательных аппаратов. Сталь относится к дисперсионно твердеющим.

Термическая обработка состоит из закалки с 980°C , 1 ч, или 900°C , 2 ч, на воздухе, в масле или в воде в зависимости от массы детали [187, 188, 206, 207]. Старение проводят в течение 16 ч при $700\text{--}760^{\circ}\text{C}$ с охлаждением на воздухе.

В состаренном состоянии сталь А-286 при комнатной температуре обладает высокой прочностью, удовлетворительной пластичностью и высокой ударной вязкостью. В зависимости от условий обработки сталь имеет следующие значения твердости *HВ*:

Горячекатаная	170—250
Закаленная на твердый раствор	130—160
Закаленная с 980°C в масле и состаренная в течение 16 ч при 720°C на воздухе	248—321

Ударная вязкость (по Шарпи) при низких температурах характеризуется высокими значениями:

Температура, $^{\circ}\text{C}$	27	-73	-184
Ударная вязкость, $\text{кГ}\cdot\text{м}$	8,8	9,4	7,9

Высокие механические свойства стали А-286 сохраняются до 700°C , что видно из рис. 199 и 200.

Сталь нечувствительна к надрезу после закалки с 980°C в масле и старения при 700°C в течение 16 ч.

Имеются данные о том, что закалка стали А-286 с более высоких температур (1200°C) отрицательно сказывается на длительной прочности и пластичности, но чувствительность к надрезу при этом не проявляется. Время до разрушения у образцов с надрезом больше, чем у гладких образцов в случае их испытания при 650°C

и напряжении 49 кг/мм^2 . Наибольшая длительная прочность (порядка 300—600 ч) достигается после закалки с 1090°C , охлаждения в масле и отпуска при 720°C .

Надрез отрицательно влияет на длительную прочность образцов, закаленных с 980°C , и при малом радиусе ($r \leq 0,10 \text{ мм}$). При 650°C и продолжительности около 400—1000 ч наблюдается

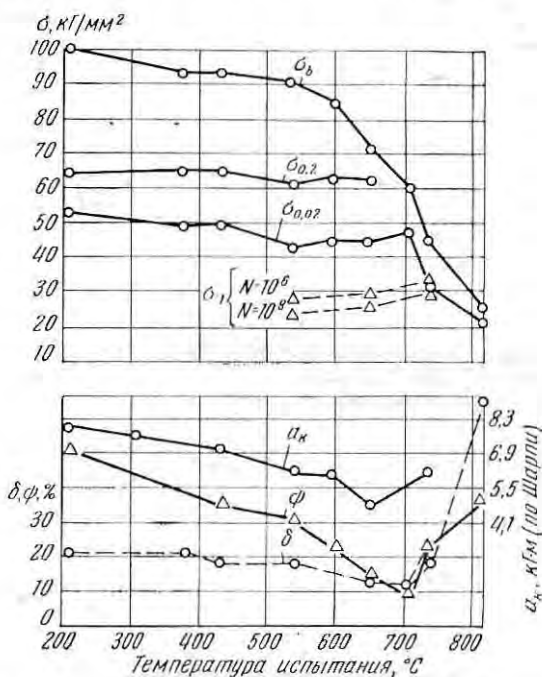


Рис. 199. Изменение механических свойств стали А-286 в зависимости от температуры испытания

переход от резко выраженного упрочняющего надреза к ослабляющему, если коэффициент концентрации выше 4,0. После закалки с 1200°C в масле и старения в течение 16 ч при 720°C очень острый надрез образца ($r \leq 0,10 \text{ мм}$) оказывал упрочняющее влияние.

В работе [207] указывается на возможность образования перлитоподобной структуры в стали А-286. С этой структурой связывают резкое падение характеристик длительной прочности и стойкости болтовых соединений. Автор утверждает, что перлитоподобная структура у этой стали возникает тогда, когда содержание бора составляет $< 0,001\%$, а также в случае холодной обработки давлением с определенными обжатиями (накатка резьбовых соединений), проводимой между операциями закалки и старения.

Повторная термическая обработка, состоящая из закалки с 1093° С и 16-ч старения при 723° С, исключает образование такой структуры и увеличивает жаропрочность болтов.

Горячую обработку давлением стали А-286 производят в интервале 1010—1120° С с обжатием ~15÷20% в последних проходах.

Сталь сваривают в закаленном на твердый раствор состоянии в атмосфере защитных газов и аргоно-дуговым методом.

Применяют ее в виде отливок, изготовляемых плавкой в вакууме, со следующими свойствами: $\sigma_b \geq 77$ кг/мм²; $\sigma_{0,2} \geq 52$ кг/мм²; $\delta \geq 10\%$ и $\varphi \geq 20\%$ [208].

Хромоникельтитанистая сталь W-545 или V-57

Сталь W-545 близка к отечественной стали марки ЭИ696М.

Сталь предназначена для турбинных дисков, она обладает хорошим сочетанием длительной прочности и пластичности при высоких температурах и высокой прочностью при комнатной температуре [187, 188].

Исследование длительной прочности образцов экспериментальных плавков этой стали показало, что существует известная зависимость между содержанием титана и бора. Чтобы достигнуть эффективности действия титана и получить достаточную пластичность, требуется с увеличением содержания титана повышать и содержание бора: при 2,4% Ti требуется 0,02% В.

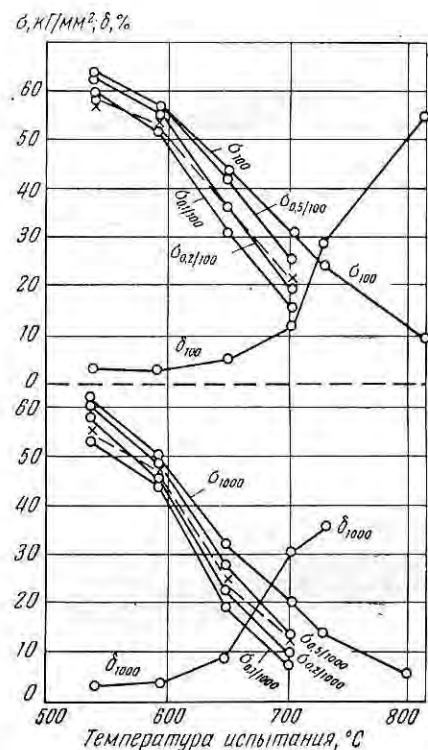


Рис. 200. Изменение пределов длительной прочности и ползучести стали А-286 в зависимости от температуры испытания. Термическая обработка: закалка с 980° С, масло + старение при 720° С, 16 ч:

○ — по остаточной деформации, %;
 × — $\sigma_{0,5}$ — по общей деформации, %

С повышением содержания бора пластичность увеличивается ($\delta \approx 5\%$). Время до разрушения образца с надрезом больше времени до разрушения гладкого образца (рис. 201).

Кратковременные механические испытания и испытания на длительную прочность деталей из стали W-545 приведены в табл. 74—76.

ТАБЛИЦА 74. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ W-545

Материал	σ_s , кг/мм ²	σ_b , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	HRC
А	81	106	18	21	31—32
Б	91	114	12	14	35—36
В	76	100	8	—	32
Г	79	114	20	25	35

Примечание. А — прутки, содержащие 2,4% Ti; Б — прессованные поковки для диска (2,7% Ti); В — листовый материал (2,7% Ti); Г — поковки дисков из слитков, полученных методом дуговой плавки с расходуемым электродом (2,88% Ti).

ТАБЛИЦА 75. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ W-545

Материал (см. табл. 74)	$t_{исп}$, °C	σ , кг/мм ²	Время до разрушения гладкого образца, ч	δ , %	Время до разрушения образца с надрезом, ч
А	649	49	33	12,4	58
	649	49	40	11,3	76
	649	49	100	6,6	774
Б	649	53	25	10,0	364
	704	42	143	5,2	384
	704	46	31	5,4	105
	704	49	6,1	11,7	67
В	649	53	41	—	—
	704	42	25	—	—
Г	649	56	25	18	—
	649	53	143	12	—

ТАБЛИЦА 76. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ W-545
ПРИ КОМНАТНОЙ И ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Материал (см. табл. 74)	$t_{исп}$, °C	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , % ($l = 35,5$ мм)	ψ , %
А	20	114	78	28	29
	650	84	74	12	14
	705	72	68	15	18
Б	20	111	84	13	14
	650	—	—	—	—
	705	—	—	—	—

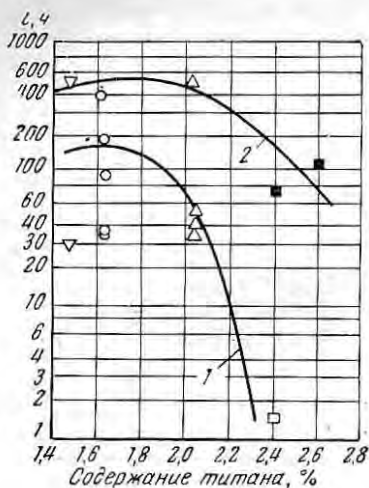


Рис. 201. Влияние титана в стали типа W-545 на изменение длительной прочности образцов с надрезом при температуре испытания 649° С в зависимости от термической обработки:

1 — двойное старение; 2 — медленное охлаждение от 704 до 650° С

550—760° С. Сталь обладает высокими характеристиками жаропрочности, что видно из данных, приведенных на рис. 202, но более низкими, чем отечественная сталь ЭИ787. При 700—750° С наблюдается падение пластичности, что связано с процессами дисперсионного твердения. Термическая обработка деталей, изготовленных из листов и полос, состоит из 2-ч нагрева при 1120° С с охлаждением в масле или на воздухе и последующего 16-ч старения.

Отмечается, что при 700° С сталь дает небольшую усадку (порядка 0,10%), что необходимо учитывать при конструировании изделий.

В работе [262] изучалось влияние различных условий плавки в вакууме сплавов типа дискалой, W-545, R-235, A-286, X-40 и других на длительную прочность, выносливость, пластичность и на содержание газов. Отмечается, что углерод оказывает более эффективное влияние в качестве раскислителя, а при отсутствии марганца и кремния улучшаются свойства при высоких температурах. Более высокая пластичность сплавов, выплавленных в вакууме (по сравнению с открытой плавкой), позволяет повысить легирование сплавов и улучшить их жаропрочность.

Хромоникельтитанолибденовая сталь инко 901

Эта сталь разработана [134] для лопаток и дисков газовых турбин, дисков компрессоров и других деталей, работающих при температурах

ТАБЛИЦА 77. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СТАЛЕЙ А-286 И ИНКО 901, %

Сталь	Интерметаллидная фаза					Карбидная фаза				
	Ni	Ti	Cr	Fe	Mo	Ti	Cr	Fe	Mo	
А-286 (диск):										
периферия	2,73	0,88	0,16	0,06	Нет	0,015	0,18	0,03	0,02	0,010
ступица	1,8	0,58	0,13	0,08	»	0,015	0,20	Следы	0,01	0,015
Инко 901	6,2	1,54	0,11	0,18	Следы	0,03	0,20	0,05	0,03	0,21

$t_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	E	σ_b	$\sigma_{0,2}$	σ_{100}	$\sigma_{1\%/100}$
20	20 930	—	—	—	—
540	16 940	110,8	70	92,5	77,9
650	15 470	92,4	68	56	48,5
760	—	62,0	52,3	26,5	18,3
815	—	47,4	39	13,4	10,9

В состаренном состоянии в сплаве инко 901 (по данным Сорокиной К. П. и Лашко Н. Ф.) обнаружены интерметаллидная γ' -фаза типа Ni_3Ti с кубической решеткой, боридная фаза типа y , карбид титана (TiC) (табл. 77).

В табл. 78 приведены механические свойства стали инко 901 при высоких температурах.

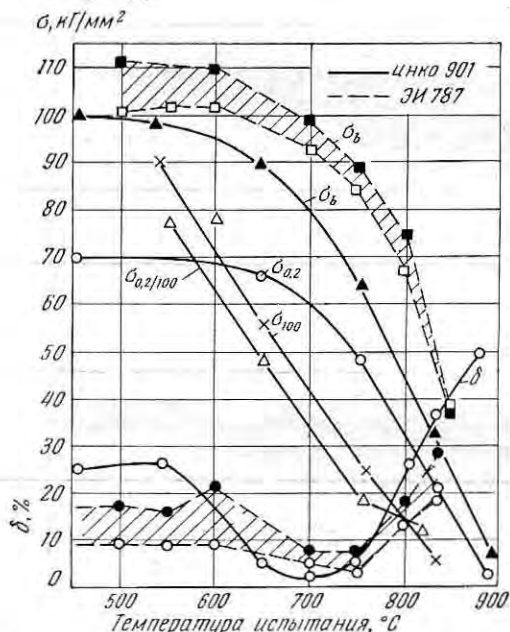


Рис. 202. Изменение механических свойств сталей ЭИ787 и сплава инко-901 в зависимости от температуры испытания

Железоникельхромистый сплав D-979

Сплав относится к дисперсионно твердеющим с интерметаллидным упрочнением. Он имеет высокие механические свойства при $650\text{—}815^\circ\text{C}$ и применяется для изготовления турбинных дисков, лопаток и деталей из листов [206].

Основные преимущества сплава D-979 — высокие механические свойства при растяжении, хорошая длительная прочность и возможность изготовлять слитки большого размера (диаметром 508 мм и массой до 2495 кг). Сплав легко куется и сваривается. Режимы термической обработки зависят от требований, предъявляемых по механическим свойствам (табл. 79—80).

ТАБЛИЦА 79. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА D-979 ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПО РЕЖИМУ I

Материал	$t_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,02}$ кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	$\delta, \%$	$\psi, \%$
Лист	20	137	81	97	17	—
	704	89	63	79	10	—
Пруток	20	141	86	100	17	34
	704	89	62	80	22	42
Поковки	20	135	80	94	14	17
	704	90	62	80	16	26

ТАБЛИЦА 80. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА D-979 ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Материал	$t_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	σ кг/мм ²	Время до разрушения, ч	$\delta, \%$	$\psi, \%$
Лист Пруток Поковки	649	63	105	4,5	—
			125	9,0	9,0
			168	4,4	9,4
Лист Пруток Поковки	732	40	88	5,5	—
			202	2,2	13
			97	11	19
Лист Пруток Поковки	815	25	57	3,3	—
			82	5,2	10
			98	4,2	9,4

Сплав выплавляют в вакууме с применением расходуемого электрода.

Термическую обработку проводят по двум режимам: 1) 1010° С, 1 ч, масло + 843° С, 6 ч, воздух + 704° С, 16 ч, воздух;

2) 1120° С, 1 ч, масло + 843° С, 8 ч, воздух + 704° С, 16 ч, воздух.

ЛИТЕЙНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ

В зарубежной практике литейные нержавеющие и окалиностойкие хромистые и хромоникелевые стали стандартизованы [30].

В СССР, за исключением нескольких марок (ГОСТ 2176—57), эти стали не стандартизованы и их изготавливают по отдельным техническим условиям.

В табл. 81 приведен химический состав некоторых литейных жаропрочных и окалиностойких сталей, применяемых в различных отраслях техники.

Для получения этих сталей используют различные методы плавки и отливки. В частности, их выплавляют в электродуговых печах открытого типа с разливкой в песчаные и стержневые формы, а также в индукционных открытых или вакуумных печах с разливкой в керамические формы, изготовленные по методу выплавляемых моделей. Выплавку и разливку сталей для деталей малых размеров и сложной формы целесообразно вести в вакууме методами точного литья с применением керамических форм.

Применение методов точного литья дает возможность значительно сократить механическую обработку и повысить выход годного, а следовательно, сэкономить большое количество металла, часто содержащего дефицитные или дорогие элементы (Co, Ni, Mo, W, Nb, Cr и др.).

Следует отметить, что метод точного литья по выплавляемым моделям очень эффективен при массовом производстве литых изделий, так как затраты на изготовление форм и моделей в этом случае сильно снижаются.

Большинство отливок подвергают термической обработке. Режимы этой обработки приведены в табл. 82. В этой же таблице имеются данные о механических свойствах, которым должен удовлетворять материал деталей. Как правило, эти свойства определяют на образцах-свидетелях¹ после соответствующей термической обработки.

В последнее время для газотурбинных двигателей и различных агрегатов, работающих при комнатных, высоких и низких температурах, применяют комбинированные элементы конструкций. Например фланцы, вводы, заглушки, коробки, стойки, изготовленные методами точного литья, приваривают к корпусам компрессора турбины и многих других узлов изделия. При этом литые элементы конструкций практически не подвергают механической обработке, за исключением некоторых поверхностей (рис. 203)².

Изменение механических свойств литейных сталей и сплавов с температурой испытания показано на рис. 204.

¹ Реже — на образцах, вырезанных из прибылей.

² Рис. 203 — по зарубежным данным.

ТАБЛИЦА 81. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, И

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W
1X18H9ТЛ	≤0,12	≤0,8	≤2,0	17,0—20,0	8,0—11,0	—	—
X25H13АТЛ	0,14—0,20	<0,6	1,0—1,5	23,5—26,0	12,0—14,0	—	—
ЛА1	≤0,16	≤0,55	≤0,7	14,0—16,0	14,0—16,0	1,8—2,2	0,8—1,2
ЛА4	≤0,12	≤0,55	0,6—1,0	14,0—16,0	14,0—16,0	1,8—2,2	0,8—1,2
ЛА5	0,12—0,20	≤0,35	0,4—0,7	14,0—16,0	15,0—17,0	1,8—2,2	0,8—1,2
ЛА3	0,12—0,18	≤0,55	≤1,0	13,0—15,0	13,0—15,0	1,8—2,2	1,3—1,8
ЛА6	0,11—0,15	≤0,55	0,5—1,0	13,0—15,0	13,0—15,0	1,7—2,1	1,25—1,65
ВЛ7-45У	0,1—0,2	≤0,55	≤0,7	19,5—20,5	45,0—47,0	—	7,5—8,5
ВЖ36-ЛЗ	≤0,08	≤0,5	≤0,5	15,0—18,0	32,0—35,0	—	4,5—5,0
22-11-3W	0,10—0,25	0,6— 1,5	0,6—1,2	20,0—23,0	10,5—12,5	≤0,25	2,4—3,0
X25H20C2Л (25-20Л)	≤0,18	0,8— 2,0	0,7—1,5	22,0—26,0	17,0—21,0	—	—
ЭИ696М-Л	0,08— 0,12	≤0,7	≤0,6	10,5—12,0	22—24	1,3—1,6	—
ЭИ696-Л	≤0,10	≤1,0	≤1,0	10—12,5	18—21	—	—
ВЖЛ-10	≤0,13— 0,18	≤0,6	≤0,6	10—12	22—25	2,0—3,0	3,0—4,0
ЭИ481-Л	0,34—0,40	0,3— 0,8	7,5—9,5	11,5—13,5	7,0—9,0	1,1—1,4	—
ВЛ7-20	0,12—0,20	≤0,6	≤0,6	16—20	20—24	2,0—3,0	5,0—7,0
1X15H9ВЗБЛ (ЦЖ15)	0,08—0,12	0,4— 0,6	1,0—1,5	15—16,5	8,5—10	—	3,0—4,0
1X16H13В6БЛ (ЦЖ7)	0,08—0,12	0,4— 0,6	1,0—1,5	17—18,5	12—14	—	5,5—6,5

ПРИМЕНЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СТАЛЕЙ

V	Nb	Ti	S	P	Другие элементы	Применение
—	—	До 0,8	$\leq 0,030$	$\leq 0,035$	—	Различные детали машиностроения, работающие до 650° С
—	—	0,10—0,18	$\leq 0,025$	$\leq 0,025$	0,10—0,16N	Детали газовых турбин, работающие длительно до 500—600° С
—	—	0,15—0,35	$\leq 0,020$	$\leq 0,025$	2,8—3,2Co	Отливки цилиндров, турбин, работающие длительно до 650° С
—	—	$(4 \times \%$ $\times \%C) -$ $0,7$	$\leq 0,020$	$\leq 0,030$	2,8—3,2Co	Отливки турбин
—	$(8 \times \%$ $\times \%C) -$ $1,2$	0,15—0,35	$\leq 0,030$	$\leq 0,030$	2,8—3,2Co	Отливки турбин, работающие до 700° С
0,4— 0,6	0,3—0,5	0,10—0,30	$\leq 0,020$	$\leq 0,025$	—	Котельная арматура и детали турбин, работающие до 600—650° С
—	$(8-10) \times \%$ $\times \%C -$ $1,2$	—	$\leq 0,020$	$\leq 0,025$	—	Арматура и литые детали турбин, работающие до 600—650° С
—	—	—	$\leq 0,035$	$\leq 0,035$	0,03—0,08B	Лопатки соплового аппарата
—	—	2,6—3,2	$\leq 0,01$	$\leq 0,01$	1,7—2,1Al; 0,05B; $\geq 0,01Ce$	Цельнолитые крыльчатки для судовых установок
0,2	—	—	$\leq 0,040$	$\leq 0,045$	—	Кольцо соплового аппарата и сопловые лопатки
—	—	—	$\leq 0,030$	$\leq 0,035$	—	Сопловые венцы турбокомпрессоров и газовых турбин
—	—	2,5—3,2	—	—	0,6—1,0Al; $\leq 0,015B$	Цельнолитые крыльчатки
—	—	2,6—3,2	—	—	$\leq 0,8Al$; $\leq 0,015B$	То же
—	—	2,6—3,2	—	—	0,01—0,02B; 0,02—0,03Ce; 0,5—1,0Al	» »
1,25— 1,55	—	—	—	—	—	Различное силовое литье
—	—	—	—	—	$\leq 0,05B$	Литые приварные лопатки к диску
—	$8 \times \%C$ $\leq 1,2$	—	$\leq 0,025$	$\leq 0,025$	—	Литые детали турбинных установок с рабочей температурой 650° С, сварнолитые корпуса арматуры
0,2— 0,4	$9 \times \%C$ $\leq 1,2$	—	$\leq 0,025$	$< 0,025$	—	То же

ТАБЛИЦА 82. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОКАЛИНСТОЙКИХ И ЖАРОПРОЧНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Сплав	Термическая обработка	Обработка	$t_{исп}$ °С	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_K кг·м/см ²	$d_{отп}$ мм
<i>Окалиностойкие литейные стали</i>									
X18H9ГЛ	Закалка с 1100°С, вода	ТУ	20	45	20	25	32	10	—
X18H12M3ГЛ	Закалка с 1150°С, вода	ТУ	20	50	22	30	30	10	—
X24H12СЛ	То же	ТУ	20	50	25	20	28	—	—
X18H24СЛ	» »	ТУ	20	56	30	20	25	—	—
X25Г20С2Л	Закалка с 1050—1100°С, воздух;	АМТУ 433—58							
	отливки		20	50	—	23	30	—	—
	бруски (трефы)		20	55	—	30	35	10	153НВ
<i>Жаропрочные литейные стали</i>									
ЭИ481Л	Отливки. Закалка с 1140 ± 10°С, вода или воздух + старение при 780—820°С, ~ 10 ÷ 14 ч, воздух	СТУ	20	85	55	8	8	—	3,5—3,8
ЭИ481Л	Отливки в кокиль и в песчаные формы. Нормализация при 1050—1100°С	СТУ	20	50	—	12	14	—	4,3—5,0
ЭИ481Л	Отливки по выплавляемым моделям. Нормализация при 1050—1100°С	АМТУ 433—58	20	50	—	10	10	—	4,3—5,0
ЛА-1	Закалка с 1160°С, воздух + старение при 750—800°С	ПМТУ 36—54	20	40	20	15	—	3,5	—
ЛА-6	Закалка с 1180°С, воздух + старение при 800 и 750°С	ПМТУ 36—54	20	40	20	18	35	4	—

Сплав	Термическая обработка	Обработка	$t_{\text{исп}}$ °C	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг·м/см ²	$d_{\text{отп}}$ мм
ВЛ7-45У	Старение при 900°С, 5 ч, воздух	АМТУ 316—52	20 800	45 30	— —	5—10 6—12	6 7	— —	— —
ВЖЛ-10	Закалка с 1120°С, масло, старение при 740°С, 16 ч, воздух + 630°С, 16 ч, воздух	АМТУ 490—62	20 600 800	85—95 80 50	60—67 60 43	10—14 5 5	12—18 10 10	2—5 — —	— — —
ЭИ696Л	Закалка с 1120°С, 3 ч, масло + старение при 740°С, 16 ч + 630°С, 16 ч, воздух	СТУ	20	85	55	7	12	2	—
ЭИ696МЛ	То же	АМТУ 472—61	20	85	55	5	10	2	—
22-11-3	Отливки в кокиль и в песчаные формы. Нормализация и старение при 800—850°С	АМТУ 433—58	20	48	—	12	14	—	4,3—5,0
22-11-3	Отливки по выплавляемым моделям, нормализация и старение при 800—850°С	ТУ	20	48	—	10	10	—	4,3—5,0
ВЛ7-20	Старение при 800°С в течение 12 ч, охлаждение на воздухе	АМТУ 450—59	20 800	50 30	— —	5 8	— —	— —	— —
1Х15Н9В3БЛ (ЦЖ15)	Нормализация при 1175°С + старение при 900°С, 5 ч	ТУ	20	40	20	5	—	3,5	—
1Х16Н13В6БЛ (ЦЖ7)	Нормализация при 1175°С + старение при 900°С, 5 ч	ТУ	20	40	20	5	—	3,5	—



Рис. 203. Вид отливок, изготовленных методами точного литья

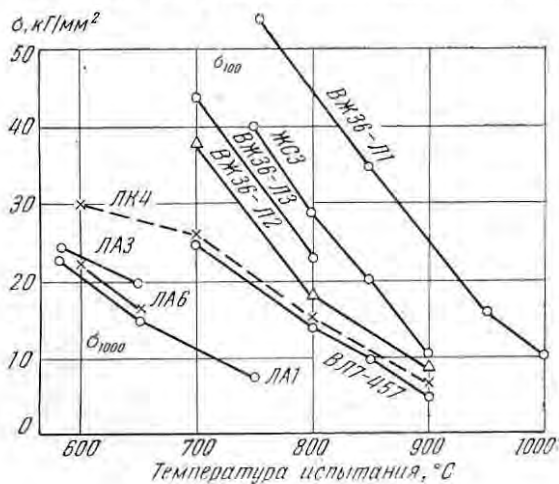


Рис. 204. Изменение механических свойств литейных сталей в зависимости от температуры испытания

Стали ЛА1, ЛА4, ЛА5

Эти стали относятся к группе аустенитных повышенной жаропрочности и применяют их при изготовлении литых деталей парокотлотурбинных установок, длительно работающих при температурах до 650 (ЛА1) и 700° С (ЛА5) [12, 20].

Стали ЛА1, ЛА4 и ЛА5 различаются по количеству титана или ниобия; стали ЛА4 и ЛА5 не обладают склонностью к межкристал-

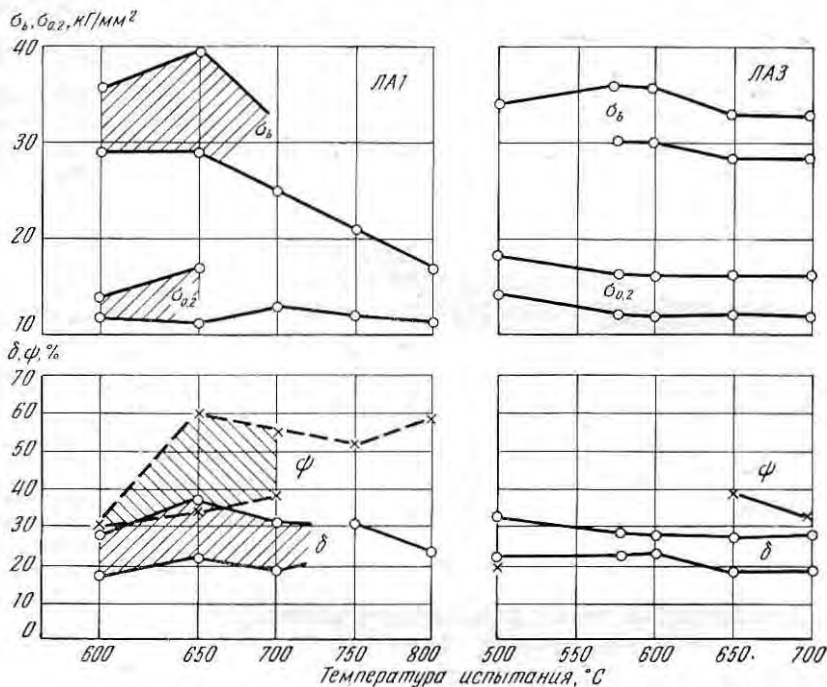


Рис. 205. Изменение свойств сталей ЛА1 и ЛА3 в зависимости от температуры испытания

литной коррозии. Наличие кобальта в этих сталях делает их дорогостоящими и дефицитными.

Отливки подвергают термической обработке, состоящей из закалки с 1150—1170° С с охлаждением на воздухе и старения в течение 5—10 ч при 750—800° С.

Свойства этих сталей в зависимости от температуры испытания показаны на рис. 204 и 205.

Стали в расплавленном состоянии характеризуются большой вязкостью, имеют повышенную усадку, трудно свариваются.

Стали ЛАЗ и ЛА6

Эти стали обладают достаточно высокими механическими свойствами при высоких температурах и предназначаются для литых деталей котлотурбинных установок, работающих длительное время при 600—650° С [20].

Термическая обработка литых деталей из стали ЛАЗ состоит из закалки на аустенит с 1180—1200° С с охлаждением на воздухе и старения в течение 8—10 ч при 800° С с охлаждением в печи.

Сталь ЛА6 после закалки с 1180° С на воздухе подвергают двойному старению: 6 ч при 800° С и 16 ч при 750° С.

Литейные свойства этих сталей такие же, как и сталей ЛА4 и ЛА5. Сварка также представляет трудности и проводят ее с применением специального электрода типа 18-12 с молибденом, который способствует получению достаточно пластичного шва.

Хромоникельтитанистая сталь ВЖ36-Л3

Эту сталь используют для изготовления сопловых лопаток газотурбовозов, работающих при температурах до 800—850° С. В литом состоянии она имеет достаточно высокие жаропрочные свойства до 800° С (рис. 206).

Сталь хорошо отливается методами точного литья, имеет линейную усадку порядка 1,5%, а объемную ~5,5%.

Сталь Х12Н22ТЗМРЛ (ЭИ696МЛ)

Состав стали несколько скорректирован в отношении улучшения литейных и наилучшего сочетания механических свойств. Углерод желательнее иметь в пределах 0,06—0,10%, титан ~3,0%, бор и церий по расчету 0,015 и 0,020% соответственно, а алюминий ~0,5%. В литом и термически обработанном состоянии сталь имеет $\sigma_b = 90 \div 98$ кг/мм²; $\sigma_s = 65 \div 75$ кг/мм²; $\delta \geq 8\%$; $\psi = 14 \div 17\%$; $a_k = 2,2 \div 4,0$ кг·м/см². При испытании на длительную прочность при 800° С и $\sigma = 18$ кг/мм² время до разрушения составляло 146—250 ч. Термическую обработку на образцах проводили по следующему режиму: закалка с 1120° С, 3 ч, масло + старение при 775—750° С, 16—24 ч, воздух.

Сталь применяют для изготовления сложных деталей, отливаемых по методу точного литья в вакууме при температуре заливки металла 1520—1550° С [5].

Хромоникельвольфрамовая сталь типа 22-11-2,5

Эта сталь получила применение в Англии при изготовлении литых кольцевых деталей газовых турбин и направляющих лопаток не очень напряженных двигателей. Направляющие лопатки изготовляли методом точного литья.

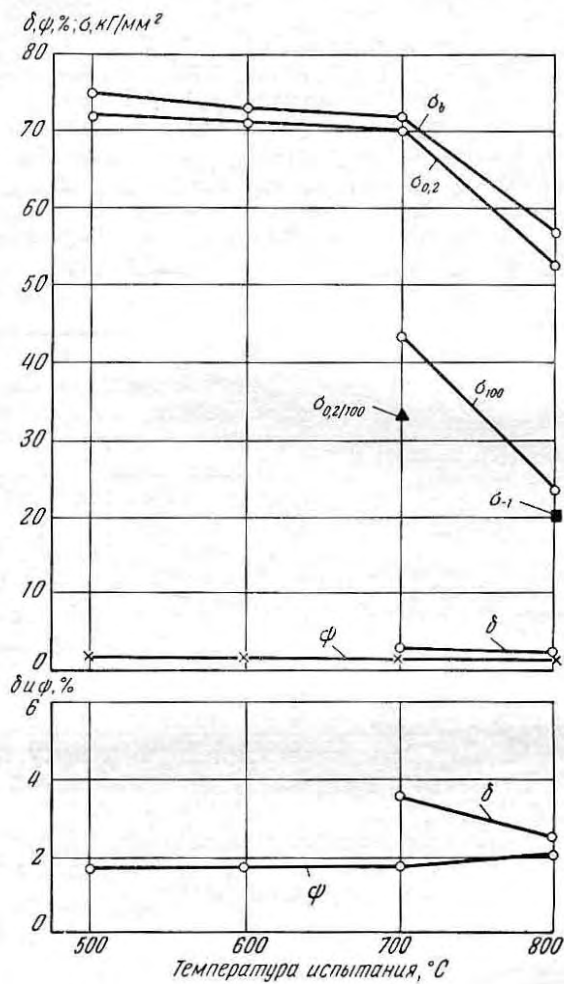


Рис. 206. Изменение механических свойств литейной стали ВЖЗ6-ЛЗ] в зависимости от температуры испытания

По структуре эта сталь относится к группе аустенито-ферритных с карбидными фазами. Феррит и карбиды располагаются отдельными участками на стыке аустенитных зерен.

Нагрев при температурах выше 1100°C вызывает усиленный рост зерна.

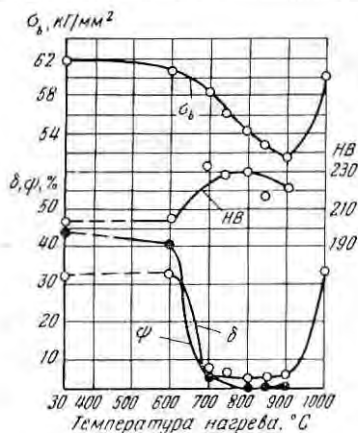
Отливки в кокиль имеют более мелкозернистую структуру и более упорядоченное распределение карбидов, чем отливки в песчаные формы. Нагрев отливок при 1050°C и охлаждение на воздухе способствуют более равномерному и дисперсному выделению карбидов внутри зерен.

Повторный нагрев отливок в интервале $500\text{--}900^{\circ}\text{C}$ вызывает выделение карбидов и наиболее резкое снижение прочности и пластичности при 850°C (рис. 207).

Для стабилизации размеров кольцевые детали подвергают отпуску в течение 20 ч при $800\text{--}850^{\circ}\text{C}$.

Нормализованные и состаренные образцы имеют следующие механические свойства при комнатной температуре: $\sigma_b = 48\div 50 \text{ кг/мм}^2$, $\delta \geq 10\div 12\%$, $\psi \geq 10\div 14\%$ и твердость $196\text{--}143 \text{ НВ}$. Для получения стабильных свойств и размеров шихтовку необходимо вести на средний анализ.

Рис. 207. Влияние повторного нагрева при $400\text{--}1000^{\circ}\text{C}$ на изменение механических свойств стали 22-11-3 W



Сталь 22-11-2,5 плавят при $1425\text{--}1430^{\circ}\text{C}$, а заливают в формы при $1520\text{--}1550^{\circ}\text{C}$. Сталь имеет линейную усадку порядка $2\text{--}2,5\%$. Н. М. Тучкевич разработал ускоренный метод литья кольцевых деталей [3].

Сталь хорошо сваривается различными видами сварки. Заварку дефектов литья производят электродуговой сваркой с присадочной проволокой из нихрома типа 80-20 (ЭИ334).

Сталь типа 25-45-8-W марки ВЛ7-45У

Этот сплав относится к аустенитным и применяется для изготовления лопаток соплового аппарата взамен кобальтового сплава ЛК4 [4, 5]. Сплав обладает хорошими технологическими свойствами, хорошо отливается методами точного литья при $1600\text{--}1620^{\circ}\text{C}$, дает линейную усадку порядка $2\text{--}2,5\%$ (см. рис. 204).

Сплав обладает небольшой склонностью к старению вследствие образования карбидов хрома и карбидов вольфрама, что сказывается на изменении механических свойств [5] и длительной прочности. Время до разрушения при 800°C и $\sigma = 15 \text{ кг/мм}^2$ после

старения в течение 15 ч увеличивается на 10—20 ч при общей длительности испытания 150—200 ч. Для стабилизации размеров отливки подвергают старению в течение 5 ч при 900° С с последующим охлаждением на воздухе [3, 5, 16].

Сталь ВЛ7-20

Эту сталь иногда применяют для изготовления приварных (к ротору) сопловых лопаток. Отливки получают методами точного литья. Температура заливки форм 1550—1560° С, линейная усадка 2,0—2,5%. Жидкотекучесть хорошая, минимальная толщина отливаемых деталей около 0,7 мм. Для стабилизации структуры используют отжиг при 800° С. Сталь сваривается вполне удовлетворительно.

Сталь ВЖЛ-10

Благодаря наличию титана и тугоплавких элементов эту сталь применяли при изготовлении цельнолитых роторов, работающих кратковременно до 800° С. Отливки изготовляют методом точного литья в вакууме и шихта для литья также должна быть выплавлена в вакууме. Высокая жаропрочность обеспечивается термической обработкой, состоящей из закалки и двойного старения.

ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Жаропрочные сплавы на никелевой основе целесообразно подразделить на следующие две группы:

I. Сплавы ЭИ437, ЭИ617, ЭИ826, ЭИ929, ЭП57, ЭП220, ЖС3, ЖС6, ЖС6К, ЭП539, ЭИ698, содержащие $Ti + Al$ и упрочняющиеся вследствие образования интерметаллидной фазы γ' [$Ni_3(Ti, Al)$].

II. Сплавы ЭИ827, ЭИ828, ЭИ867, ЭП109, ЭП238, содержащие только алюминий и упрочняющиеся фазой Ni_3Al . Сплавы такого типа в деформированном состоянии раньше за рубежом практически не применялись.

Для легирования основного твердого раствора отечественных сплавов используют одновременно молибден и вольфрам, в то время как в серийные зарубежные сплавы вводили только молибден.

Нашими исследованиями показано, что разупрочнение сплавов с вольфрамом и молибденом меньше, чем при наличии только одного молибдена [4; 5; 7; 135, с. 37; 13].

В Англии никельхромтитанистые сплавы известны под марками нимоник 80, 80А, 90, 95, 100, 105 и 115; в США — под марками инконель Х, инко 550, 700, 713С, удимет 500, удимет 700, рене 41, никротанг и др. [30, 86, 6, 87—89, 52, 63, 134, 91, 107, 88, 211].

Влияние легирования на жаропрочность

Легированные сплавы на никелевой основе широко применяются при изготовлении газотурбинных двигателей для рабочих и сопловых лопаток и в меньшей степени — для турбинных дисков и колец.

В результате сложного легирования у сплавов этой группы достигнуты более высокие жаропрочные свойства по сравнению со сплавами на железной и даже кобальтовой основах [46, 4, 5, 136].

На рис. 208 и 209 показано влияние легированных элементов на свойства сплавов на никелевой основе при отдельном и сложном легировании.

Металлический никель при $800^\circ C$ имеет 100-ч длительную прочность 4 кг/мм^2 [4, 5].

Присадка 20% Cr к никелю сравнительно мало упрочняет твердый раствор при высоких температурах и повышение предела длительной прочности составляет 25—30%. Хром улучшает окислительную стойкость и, кроме того, согласно данным П. Л. Грузина,

повышает энергию связи атомов в твердом растворе системы Ni—Cr—Fe.

Введение в нихромовые сплавы 2,5—3,0% Ti способствует образованию высокодисперсных интерметаллидных фаз при умеренных температурах, увеличивая тем самым сопротивление сплава пластической деформации и повышая 100-ч длительную прочность при 800°С до 15 кг/мм² (см. сплав ЭИ437). Введение в нихромовые сплавы титана вместе с бором повышает ее до 20 кг/мм² (сплав ЭИ437Б).

Еще более значительному росту жаропрочности способствует увеличение содержания титана или алюминия (или их суммы) вместе с бором и тугоплавкими элементами — W, Mo или Nb (при 800°С $\sigma_{100} = 50$ кг/мм²) (рис. 210).

Установлено, что характеристическая температура, пределы длительной прочности и внутреннее трение с введением титана в никель и в никельхромистые сплавы типа 80-20 повышаются [149, с. 35].

В работе [179] показано, что между скоростью роста частиц второй фазы при старении сплава на никелевой основе и длительной прочностью имеется определенное соответствие. Присадка бора ускоряет процессы укрупнения частиц второй фазы, а повышение содержания алюминия

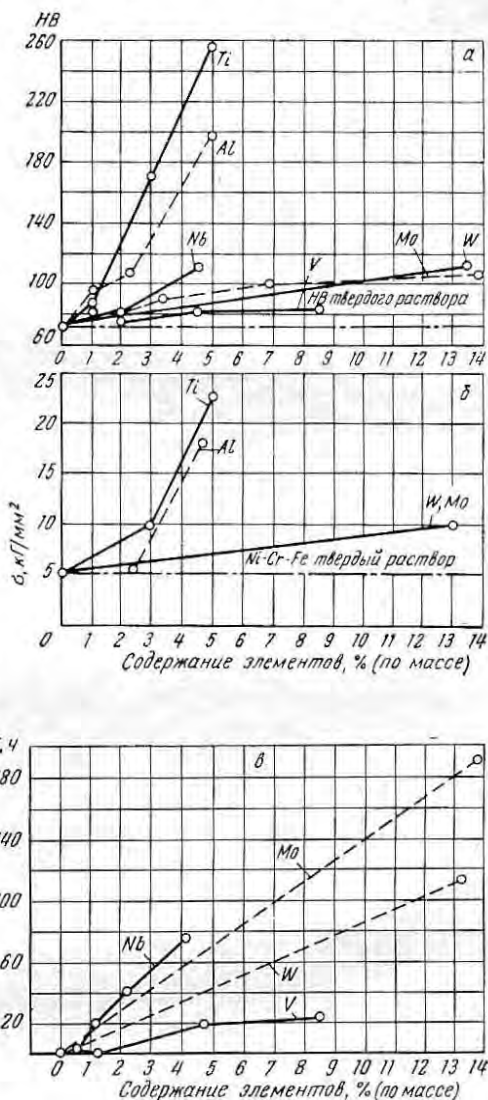


Рис. 208. Влияние легирующих элементов на твердость (а), 100-ч длительную прочность (б) при 800°С, а также время до разрушения при $\sigma = 10$ кг/мм² (в) никельхромистых сплавов типа 80-20

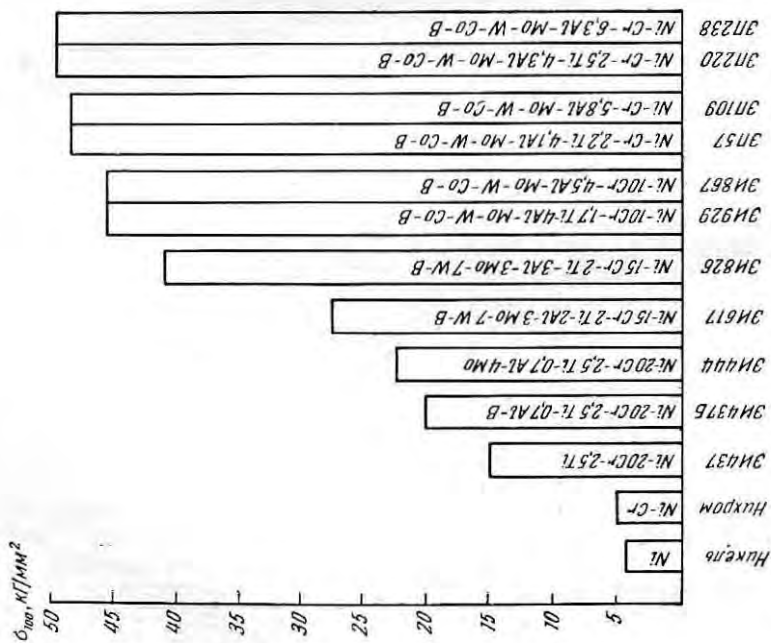


Рис. 209. Влияние легрующих элементов на 100-ч длительную прочность никелевых сплавов при 800°С

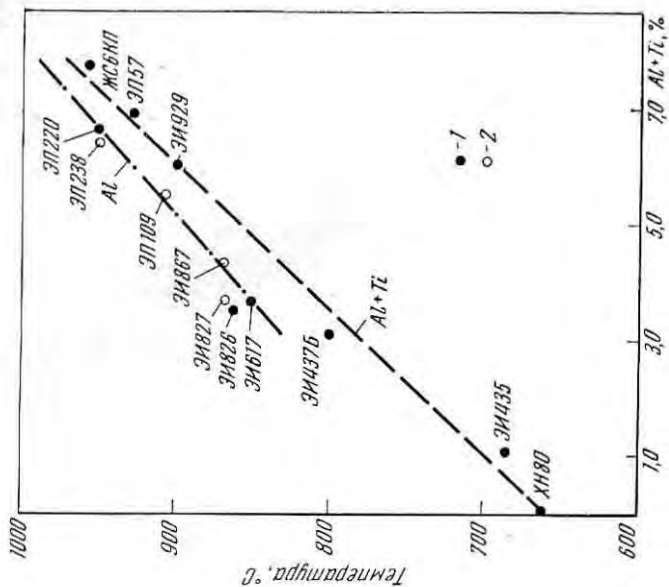


Рис. 210. Изменение температуры, отвечающей $\sigma_{100} = 20 \text{ кг/мм}^2$, сплавов на никелевой основе в зависимости от содержания титана и алюминия или их суммы.

1 — сплавы, содержащие алюминий и титан; 2 — сплавы, содержащие только алюминий

замедляет этот процесс. Изменение длительной прочности и роста частиц во времени определяется арифметической зависимостью.

В работе [212] показано, что молибден, вольфрам и хром, вводимые в никель отдельно, повышают твердость, жаропроч-

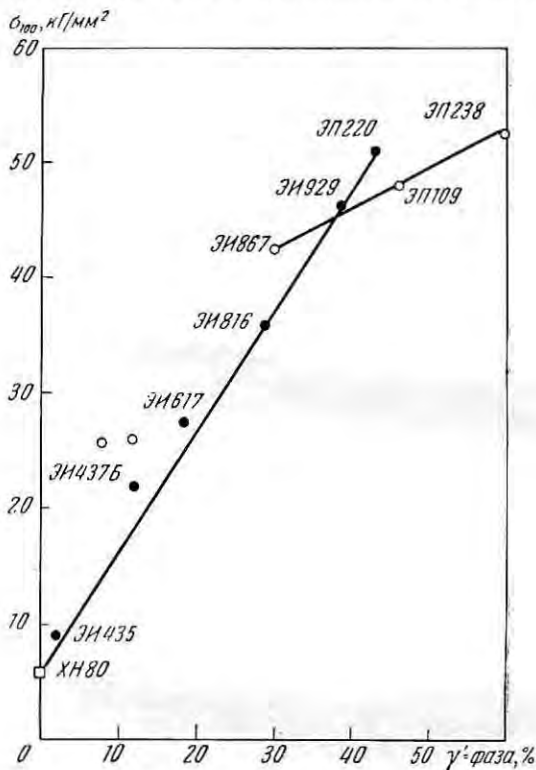


Рис. 211. Влияние количества упрочняющей γ -фазы на 100-ю длительную прочность сплавов на никелевой основе

ность, электросопротивление и увеличивают параметр решетки твердого раствора.

Влияние хрома и алюминия на длительную прочность при 700 и 750° С и степень искажения кристаллической решетки при одном и том же количестве выделяющейся упрочняющей γ -фазы (12—15%) изучали в работе [213]. Показано, что с увеличением содержания хрома длительная прочность возрастает. По мнению авторов, микроискажения в твердом растворе ($\Delta a/a$) и поля напряжений, возникающие при старении вокруг частиц дисперсной фазы, существенно снижают длительную прочность.

Установлены количественные зависимости между скоростями роста частиц γ' (α')-фазы в процессе старения и изменением скорости ползучести в связи с длительностью испытания.

Никелевые сплавы марок ЭИ617, ЭИ929 и др. обладают высокой стабильностью свойств, определяемых при длительных испытаниях на разрыв, что подтверждено неоднократными испытаниями в лабораторных и промышленных условиях.

Между длительной прочностью, твердостью при соответствующей температуре испытания и количеством упрочняющих фаз, образующихся в результате термической обработки никельхромистых сплавов, наблюдается определенная зависимость. С повышением содержания титана или алюминия или их суммы в никельхромистом сплаве увеличивается количество интерметаллидной фазы типа γ' [Ni (Ti, Al)] или фазы Ni_3Al [214—220; 132, с. 402] (рис. 211).

Влияние титана и алюминия на структуру и фазовый состав никелевых сплавов

На рис. 212 приведены изотермические разрезы диаграммы состояния системы Ni—Cr—Ti [214—216].

Область твердых растворов, богатых никелем, при 1150°С распространяется в двойной системе никель—титан до 13% Ti,

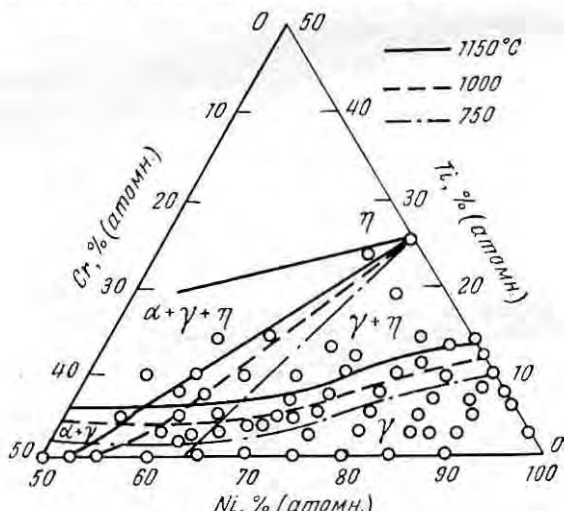


Рис. 212. Изотермические разрезы диаграммы состояния Ni—Cr—Ti

а в тройной системе никель—хром—титан при 20% Cr примерно до 10% Ti.

С понижением температуры растворимость титана в двойной и в тройной системах резко падает. Так, при 750°С в двойной

системе Ni—Ti растворимость титана составляет уже 10%, а в тройных сплавах с 20% Cr — примерно 4%. По-видимому, при дальнейшем снижении температуры растворимость титана в Ni—Cr твердом растворе еще более резко падает и сплавы с содержанием титана меньше 4% при комнатной температуре, возможно, уже являются двухфазными.

Однако в состав жаропрочных сплавов, кроме титана, как правило, входит алюминий.

Согласно диаграммам состояния системы Ni—Al—Ti (рис. 213), алюминий оказывает значительное влияние на растворимость титана в никеле. Так, при 1150° С растворимость титана в никеле снижается с 13 до 8% при содержании 5% Al. При 750° С это явление еще более ярко выражено. Аналогичное действие на растворимость алюминия в никеле оказывает титан.

На рис. 214 показаны вертикальные разрезы диаграмм двойных сплавов систем Ni—Al и Ni—Ti [214].

Насыщенный (γ) раствор титана в никеле находится в равновесии с интерметаллидным соединением Ni_3Ti (η -фаза) с гексагональной решеткой в двойной системе без алюминия и в тройной системе [216] при малых концентрациях алюминия.

Насыщенный (γ) твердый раствор алюминия в никеле находится в равновесии с γ -фазой с г. ц. к. решеткой, построенной на базе соединения Ni_3Al .

В тройной системе в области более высоких содержаний алюминия γ' -фаза представляет основную вторую фазу.

Растворимость обоих соединений [Ni_3Ti (η -фаза) и γ' -фазы] в твердом растворе в зависимости от температуры (рис. 214) меняется, что сообщает сплавам способность к дисперсионному упрочнению.

При введении хрома в двойные и тройные сплавы системы Ni—Al—Ti механизм превращений в этих сплавах не меняется, но кривые растворимости смещаются в сторону меньших концентраций. Кроме того, изменяется энергия связи атомов в кристаллической решетке и скорости диффузии хрома и титана.

На рис. 215 показано сечение диаграммы состояния сплавов Ni—Cr—Ti—Al при 750° С. Сплавы, близкие к углу Ni_3Cr , состоят из гомогенного твердого раствора γ . В областях, богатых титаном и алюминием, присутствуют фазы Ni_3Ti (η) или $Ni_3(Ti, Al)$. Последняя фаза обозначена как γ' . В большой области концентраций могут существовать одновременно все три фазы (γ , η и γ') [217].

Наиболее распространенной фазой, играющей главную роль в упрочнении жаропрочных сплавов на никелевой основе и ряда сплавов на никельжелезной основе, является γ' -фаза. Она имеет г. ц. к. решетку, близкую к решетке γ -твердого раствора, но несколько большего параметра (3,58 kX); по химическому составу приближается к соединению Ni (Ti, Al); γ' -фаза содержит небольшие количества хрома [137, с. 9].

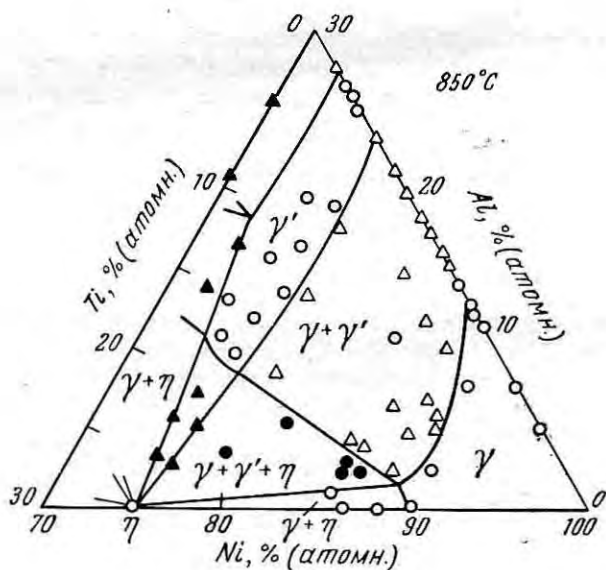
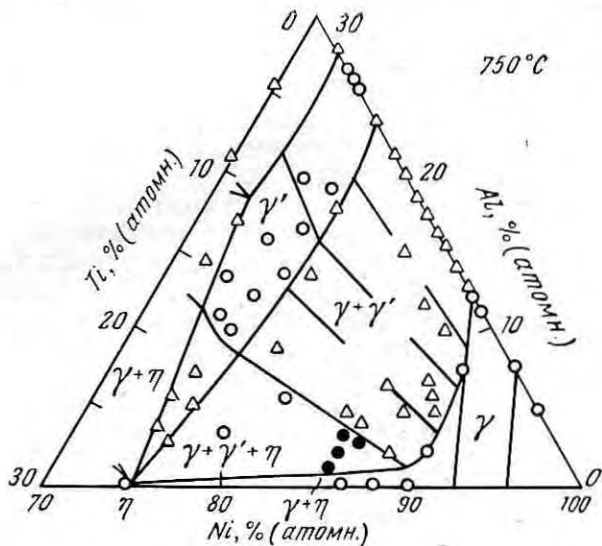
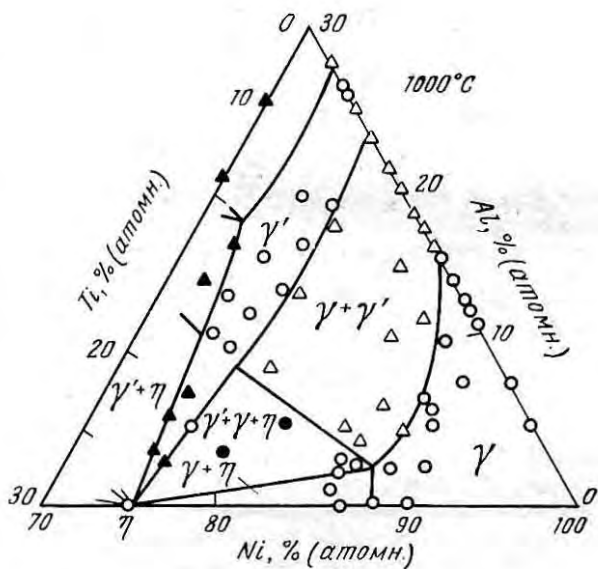
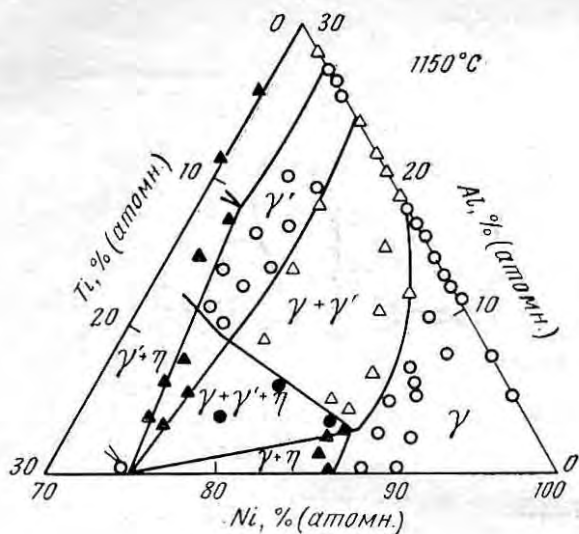


Рис. 213. Изотермические разрезы диаграммы состоя



ния системы Ti—Ni—Al при 750, 850, 1000 и 1150°С

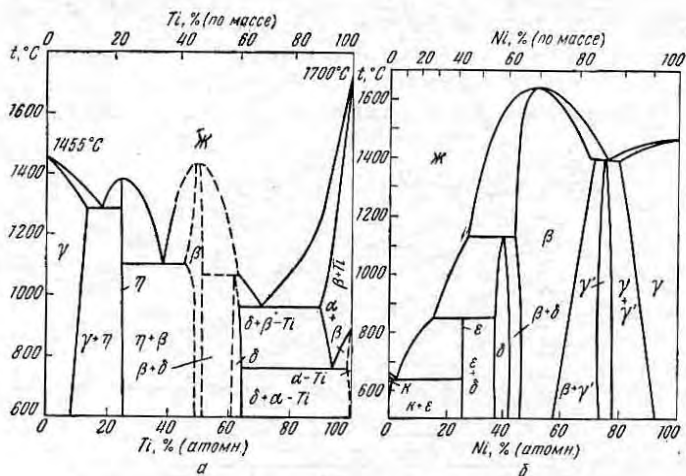


Рис. 214. Наиболее вероятный вид диаграммы состояния Ni—Ti (а) и Ni—Al (б)

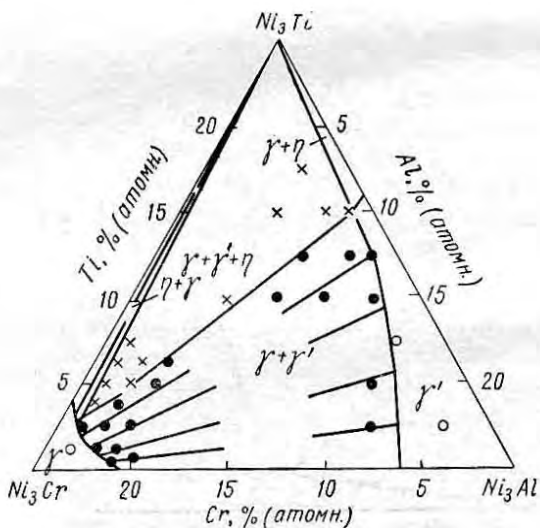


Рис. 215. Изотермический разрез диаграммы состояния системы Ni—Cr—Al—Ti при 750°C

η -фаза представляет интерметаллидное соединение Ni_3Ti , имеющее гексагональную кристаллическую решетку с параметрами $a = 5,10kX$; $c = 8,31kX$ и отношением $\frac{c}{a} = 1,63$; эта фаза не растворяет ни хрома, ни алюминия.

Как видно из диаграмм состояния, в четверной системе $Ni-Cr-Ti-Al$ область однородного твердого раствора γ значительно уже, чем в тройных системах $Ni-Cr-Ti$ или $Ni-Ti-Al$, а кри-

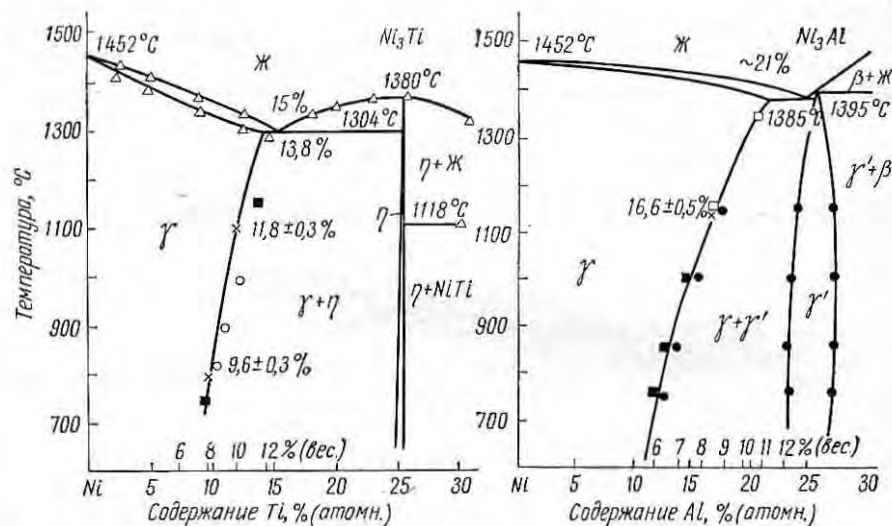


Рис. 216. Влияние титана и алюминия на температурную зависимость растворимости γ' - и η -фаз в сплавах $Ni-Ti$ и $Ni-Al$

вая растворимости титана и алюминия в никельхромистом твердом растворе с температурой смещается в сторону более низких содержаний алюминия и титана.

На рис. 216 показано изменение растворимости фаз сплавов систем $Ni-Ti$ и $Ni-Al$. Эти данные указывают на то, что при закалке с высоких температур можно получить перенасыщенный твердый раствор. При повторном нагреве до более низких температур этот раствор будет распадаться с образованием γ' -фазы, упрочняющей сплав.

Однако γ' -фаза неустойчива, метастабильна и при определенных условиях (длительная выдержка при температуре 800° C и выше) вместо нее появляется более устойчивая фаза Ni_3Ti (η), что отмечено на диаграмме рис. 216. Дополнения в эту диаграмму были внесены позже [215].

Сопоставление кривых растворимости γ' -фазы сплавов типа нимоник 80А и нимоник 90 (рис. 217) указывает на то, что под влиянием присадки хрома и кобальта (нимоник 90) кривая

растворимости сдвигается в сторону меньших содержаний титана при низких температурах.

Согласно данным [218; 132, с. 402; 221], закаленный пересыщенный твердый γ -раствор по существу не является однородным в отношении распределения атомов алюминия и титана в решетке растворителя. В зависимости от скоростей охлаждения и состава величина этой неоднородности различна. Имеются области, настолько обогащенные титаном и алюминием, что в них возможно образование сверхструктуры с размерами от 80 до 1000 Å.

Сплавы с большим содержанием алюминия и сложнoleгированные сплавы типа ЭИ617 уже при охлаждении на воздухе

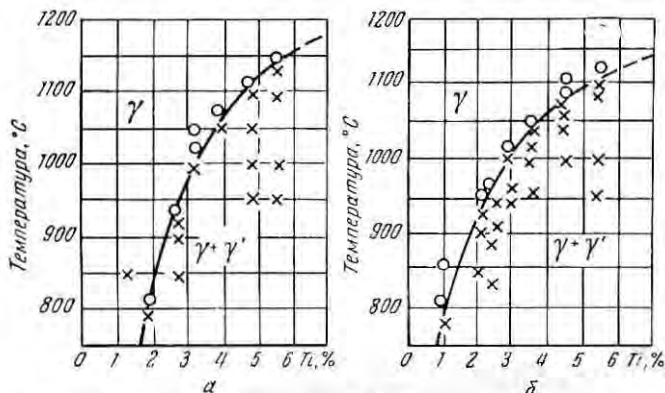


Рис. 217. Изменение растворимости титана из γ' -фазы в зависимости от температуры в сплавах типа нимоник 80А (а) и в сплавах типа нимоник 90 (б) при отношении Ti : Al = 2 : 1

подвергаются распаду, что отмечается по разнице в твердости сплава, закаленного в воде и на воздухе [15].

В зависимости от температуры и продолжительности выдержки при старении сплава типа ХН77ТЮ (ЭИ437А) наблюдаются следующие изменения. При нагреве до 500° С в закаленном на твердый раствор сплаве каких-либо структурных изменений не наблюдается. В интервале 500—600° С [218; 132, с. 40] изменяется характеристическая температура, которая достигает при этом максимального значения. Величины изменения среднеквадратичных смещений атомов в решетке при тепловых колебаниях становятся минимальными, что указывает на увеличение сил связи атомов в кристаллической решетке.

В этом интервале температур период решетки не изменяется, что свидетельствует лишь о подготовительном процессе диффузионного перераспределения атомов титана и алюминия без перестройки решетки.

Усиленная подвижность атомов, характеризующаяся изменением динамических и статических смещений, наблюдается при 700° С,

что сопровождается выделением γ' -фазы, обогащенной титаном и алюминием. Уменьшение периода кристаллической решетки также свидетельствует об образовании γ' -фазы.

Нагрев при 800°C сначала вызывает ускорение процессов выделения γ' -фазы, а затем перестройку решетки из кубической в гексагональную. Рост частиц и перерождение кубической γ' -фазы в η -фазу отмечают многие исследователи [219, 137, с. 9].

Процессы, протекающие при старении в хромоникельтитанистых сплавах с алюминием, сопровождаются изменением физических и механических свойств: изменяются параметр решетки, удельное электросопротивление, температурный коэффициент электросопротивления, параметры диффузии [222, 223].

Е. М. Пивник, Е. М. Левин, В. С. Култыгин и Б. Э. Любинский изучали деформацию образцов жаропрочных сплавов на никелевой основе после различных режимов термической обработки (главным образом после понижающегося ступенчатого старения) и при различных скоростях деформации. Установлено, что предварительное разупрочняющее высокотемпературное старение приводит к значительному развитию сдвиговой деформации. Несмотря на межзеренный характер разрушения, эти сплавы сохраняют высокую пластичность. Более подробно этот вопрос освещается в соответствующих разделах при рассмотрении свойств жаропрочных сплавов.

С увеличением содержания титана или алюминия или их суммы увеличивается количество γ' -фазы или фазы Ni_3Al и их термическая стойкость (рис. 218—220). При этом алюминий оказывает очень сильное влияние на количество γ' -фазы в никельхромтитанистых сплавах типа 75-20-2,5. С повышением количества алюминия содержание легирующих элементов в γ' -фазе резко возрастает (табл. 83, рис. 221). Например, при содержании алюминия 0,6% количество γ' -фазы составляет 5,1%; при 1,7% Al — 25,2%; при 4,1% Al — 42,5%. Сплавы на никелевой основе (без титана) упрочняются вследствие образования фазы Ni_3Al , которая также повышает их жаропрочные свойства.

Таким образом, алюминий представляет ценный легирующий элемент в аустенитных сталях с высоким содержанием никеля, особенно в сплавах на никелевой основе. Одновременное введение титана и алюминия действует более эффективно, чем добавка только титана.

Алюминий, вводимый в сложнелегированные никельхромистые жаропрочные сплавы, оказывает очень сильное влияние на повышение жаропрочных свойств этих сплавов, причем тем большее, чем выше его содержание (см. рис. 208). Однако если количество алюминия больше 3—4%, то возникают затруднения при ковке, что и ограничивает возможность более сильного легирования этим элементом труднодеформируемых жаропрочных сплавов.

Применение вакуумной металлургии и особых способов горячей обработки давлением позволяет увеличить содержание алю-

миния до 6—7% или суммы титана и алюминия до 7—10% (см. рис. 209, 210).

Одновременное введение в γ -твердый раствор титана и алюминия изменяет растворимость титана и титансодержащих фаз и сказывается на кинетике образования γ' -фазы, повышая жаропрочные свойства сплавов с интерметаллидным упрочнением

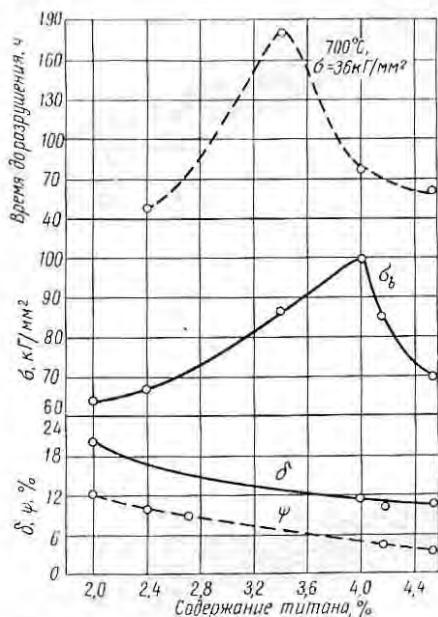


Рис. 218. Влияние титана на механические свойства сплава X20H80T при 20° С и его длительной прочности [136]

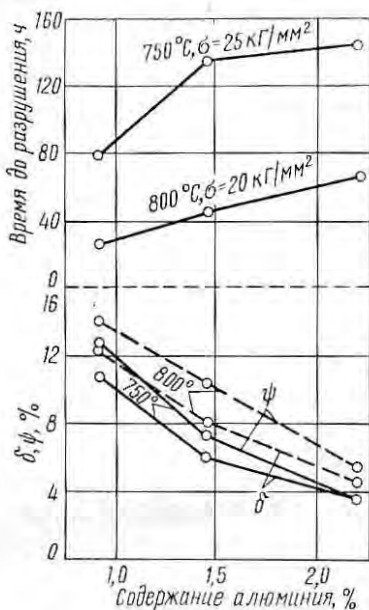


Рис. 219. Влияние алюминия на механические свойства сплава EI437 и его длительную прочность

(см. рис. 209). При содержании титана в сплаве с 20% Cr больше 1,4% увеличиваются твердость и прочностные свойства сплава при комнатной и высоких температурах и уменьшается их пластичность. Достаточное увеличение прочности и твердости наблюдается при 1,4—2,6% Ti.

Из данных, полученных Е. Ф. Трусовой (см. рис. 220, 221), следует, что титан и алюминий — эффективные упрочнители никельхромистого сплава ЭИ617 при высоких температурах.

Большинство жаропрочных сплавов на никелевой и железной основах содержит 2,0—3,0% Ti, но имеются сплавы (никротанг, DCM), в которых количество титана составляет 3,5—5,0% (см. табл. 117) при повышенном содержании алюминия (до 4—5,5%).

С повышением легирования увеличивается склонность сплавов к распаду твердого раствора $\gamma \rightarrow \gamma'$ при охлаждении, и чем

выше легирование, тем быстрее происходит этот распад (рис. 222). Если у сплава ЭИ437 при закалке на воздухе (без старения) не происходит распада с образованием γ' -фазы, то у сплава ЭИ617 отсутствие распада в процессе закалки достигается только при охлаждении в воде (данные [135, с. 37] и автора).

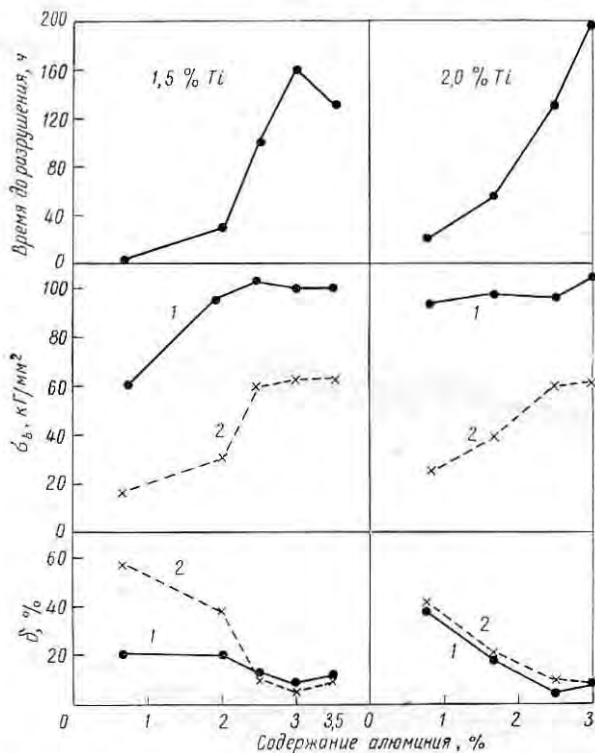


Рис. 220. Влияние алюминия на длительную прочность сплавов типа ЭИ617 с 1,5 и 2,0% Ti при 900°С и $\sigma = 15 \text{ кг/мм}^2$ и механические свойства при 20°С (1) и 800°С (2)

Установлено, что в сложнoleгированных сплавах типа ЭИ617, содержащих молибден, вольфрам и ванадий, γ' -фаза типа Ni (Ti, Al) обогащается этими элементами. При этом никель может в небольшой степени замещать хром, а вольфрам и молибден входят в фазу вместо титана и алюминия. Эту фазу, согласно данным Н. И. Блок, А. И. Глазковой, Н. Ф. Лашко и О. А. Хромовой, можно представить в виде $(\text{Ni}, \text{Cr})_3 (\text{Ti}, \text{Al}, \text{W}, \text{Mo})$.

Кроме γ' - и η -фаз, в никельхромтитанистом сплаве типа 75-20-2,5-0,6 Al образуются карбиды и карбонитриды титана типа TiC и Ti(C, N) и карбиды хрома типа Cr_{23}C_6 (см. табл. 83).

ТАБЛИЦА 83. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ
НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Сплав	Термическая обработка	Интерметаллидные фазы		Карбидная и нитридная фазы	Боридная фаза
		структура	количество %		
ЭИ437Б	Закалка с 1250° С, 4 ч (без старения)	—	—	TiN	Cr ₅ B ₃ (x)
	Закалка с 1080° С, 8 ч (без старения)	—	—	TiN; TiC; Me ₂₃ C ₈ ; Me ₇ C ₃	Cr ₅ B ₃ (x)
	То же + старение 700° С, 16 ч	γ' [Ni ₃ (Ti, Al)]	~10	TiN; TiC; Me ₂₃ C ₈	Cr ₅ B ₃ (x)
	750° С, 16 ч	γ' [Ni ₃ (Ti, Al)]	~10	TiC; TiN; Me ₂₃ C ₈	Cr ₅ B ₃ (x)
	550° С, 1000 ч	γ' [Ni ₃ (Ti, Al)]	~10	TiC; TiN; Me ₂₃ C ₈	Cr ₅ B ₃ (x)
	600° С, 100 ч	γ' [Ni ₃ (Ti, Al)]	~10	TiC; TiN; Me ₂₃ C ₈	Cr ₅ B ₃ (x)
	600° С, 1000 ч	γ' [Ni ₃ (Ti, Al)]	~10	TiC; TiN; Me ₂₃ C ₈	Cr ₅ B ₃ (x)
650° С, 1000 ч	γ' [Ni ₃ (Ti, Al)]	~10	TiC; TiN; Me ₂₃ C ₈	Cr ₅ B ₃ (x)	
ЭИ617	Закалка с 1200° С, 2 ч воздух + 1050° С, 4 ч, воздух + + 800° С, 16 ч, воздух	γ' [Ni ₃ (Ti, Al)]	16—20	Cr ₂₃ C ₆ ; TiC; Ni _n (W, Mo, Cr) _m C типа Me ₆ C	Me ₃ B ₂
ЭИ929	Закалка с 1220° С, 2 ч, воздух + 1050° С, 4 ч, воздух + + 880° С, 8 ч, воздух	γ' [Ni ₃ (Ti, Al)]	36—38	TiC; Me ₆ C	Me ₃ B ₂ (y)
ЭИ698	По ТУ	γ' [Ni ₃ (Ti, Al)]	11—14	NbC; TiC	—
ЭИ867	850° С, 8 ч, воздух	γ' (Ni ₃ Al)	27—34	Двойной кар- бид типа Me ₆ C	Me ₃ B ₂ (y)
ЭП220	900° С, 8 ч, воздух	γ' [Ni ₃ (Ti, Al)]	45	Me ₆ C	Me ₃ B ₂ (y)
ЭП238	950° С, 8 ч, воздух	γ' (Ni ₃ Al)	60	Me ₆ C	Me ₃ B ₂ (y)

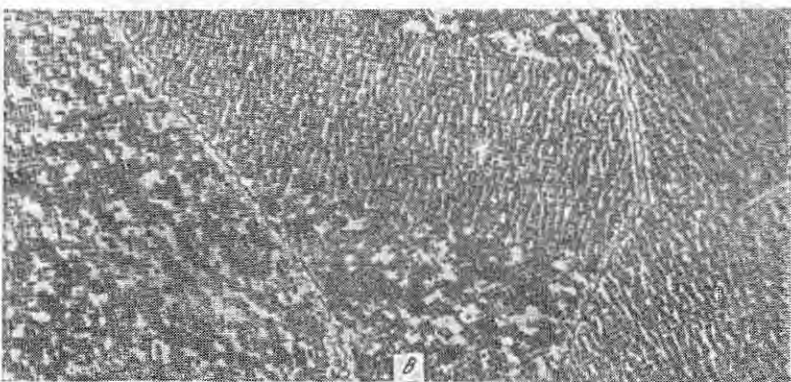
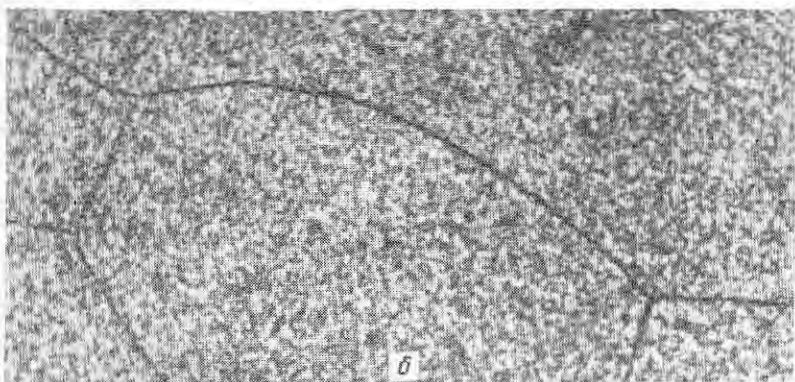
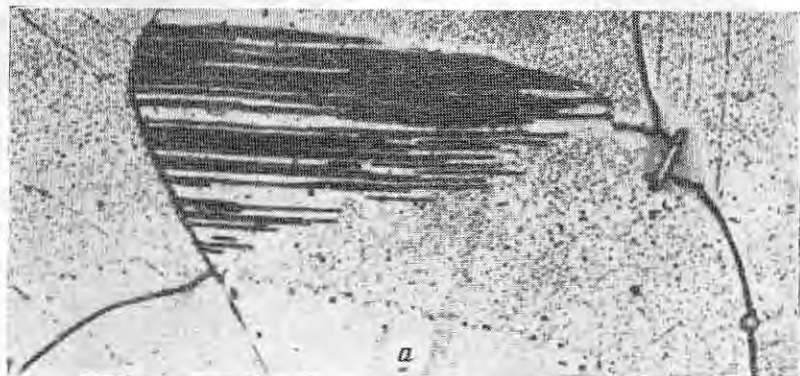


Рис. 221. Микроструктура сплава ЭИ437×500:
а — 0,70% Al; б — 1,8% Al; в — 3,0% Al

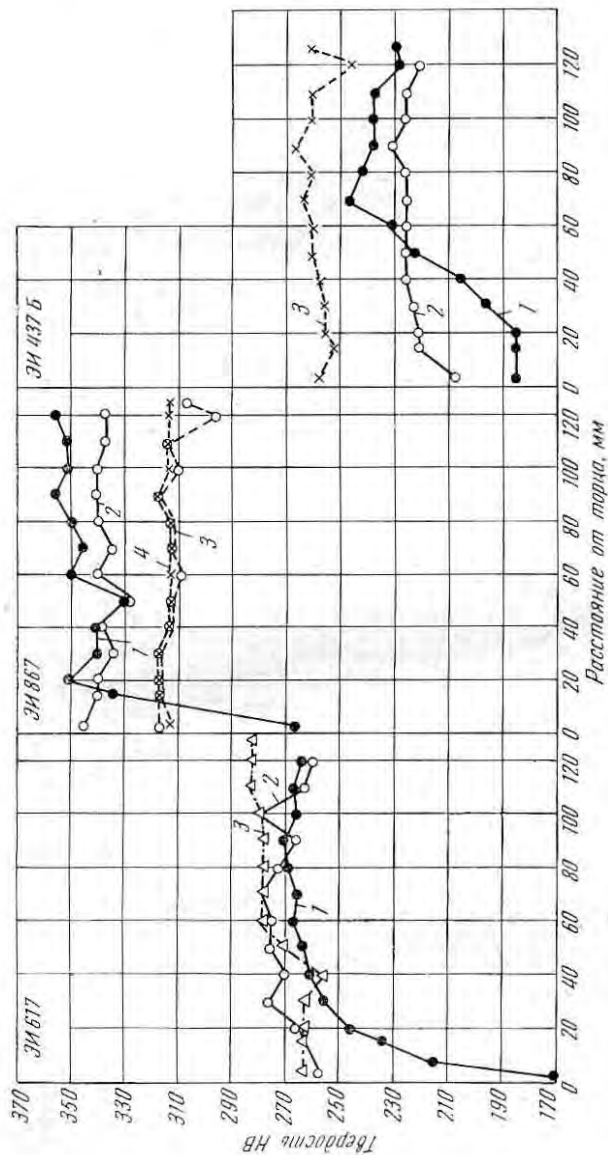


Рис. 222. Влияние скорости охлаждения на изменение твердости по длине стержня при торцовой закалке сплавов

Сплав	Позиция на рис.	Термическая обработка	Сплав	Позиция на рис.	Термическая обработка
ЭИ617	1	2 ч, 1190° С, воздух + 4 ч, вода	ЭИ437Б	1	8 ч, 1080° С, воздух
	2	2 ч, 1190° С, воздух + 4 ч, вода		2	8 ч, 1080° С, воздух + 16 ч, 700° С, воздух
	3	То же + 4 ч, 1050° С, вода + ступенчатое 16 ч, при 300° С		3	8 ч, 1080° С, воздух
ЭИ867	1	4 ч, 1220° С, воздух + 4 ч, 1220° С, воздух	ЭИ437Б	3	8 ч, 1080° С, воздух
	2	4 ч, 1190° С, воздух + 8 ч, 950° С, воздух			
	3	4 ч, 1220° С, воздух + 8 ч, 950° С, воздух			
	4	4 ч, 1220° С, воздух + 8 ч, 950° С, воздух			

Влияние углерода

Несмотря на малое содержание, углерод в жаропрочных никелевых сплавах оказывает большое влияние на их структуру и свойства, так как образует не только труднорастворимый карбид титана, но и карбиды хрома типа Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , а в присутствии вольфрама и молибдена — двойные карбиды типа Me_6C .

Например, в общеизвестном сплаве ЭИ437 с низким содержанием углерода часть его связана в первичных карбидах титана (TiC) или карбонитридах (TiCN), а другая часть — в карбидах хрома типа Cr_{23}C_6 или Cr_7C_3 (табл. 84).

ТАБЛИЦА 84. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА ЭИ437Б С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА ПРИ 700° С

И $\sigma = 42 \text{ кг/мм}^2$

Содержание, %		τ , r	δ , %	ψ , %
C	γ' -фаза			
0,037	9,44	52—68	2,8—4,0	3,0—5,9
0,23	5,66	13—35	2,8—4,8	5,1—12
0,65	3,40	6—11,5	0,2—7,4	8,8—10,8

Распределение карбидов хрома в этом сплаве зависит от режимов термической обработки и оказывает влияние на его свойства [91, 217].

Установлено, что длительная прочность и пластичность определяются не только температурой закалки, но и условиями нагрева сплава в интервале закалочных температур, поскольку эти условия влияют на перераспределение карбидов.

Результаты испытаний показывают, что максимальная длительная прочность при однородной закалке достигается при температурах ее 1050—1080° С, а при закалке с промежуточным нагревом (выдержка при 1000° С) — при 1200° С.

Н. И. Блок, Н. Ф. Лашко и К. П. Сорокина изучали серию сплавов типа ЭИ437 с разным содержанием углерода. В результате установлено следующее.

В низкоуглеродистом сплаве (0,037% С) углерод в основном связывается в растворимые карбиды хрома типа Cr_{23}C_6 , принимающие участие в процессе дисперсионного твердения, и в первичные карбиды титана TiC. Согласно этим исследованиям, в сплаве ЭИ437Б с содержанием углерода от 0,037 до 0,65% образуются следующие карбидные фазы.

В низкоуглеродистом сплаве (0,037% С) углерод в основном связывается в растворимые карбиды хрома типа Cr_{23}C_6 , принимающие участие в процессе дисперсионного твердения, и в первичные карбиды и нитриды титана TiC, TiN.

В сплаве с 0,23% С после закалки с 1080° С на воздухе около 80% С связано в первичных карбидах титана и хрома, которые

в процессе дисперсионного твердения участия не принимают. Оставшийся углерод находится в твердом растворе и при старении при 700—750° С участвует в образовании дисперсных карбидов хрома. Содержание карбидов титана при этом не изменяется. В карбиды связывается около 0,30% Ti и 1,5—1,7% Cr.

В закаленном сплаве с 0,65% С также около 80% углерода связывается в первичные карбиды титана и хрома (0,60% Ti и 5% Cr).

Уменьшение количества упрочняющей γ' -фазы типа Ni (Ti, Al) в связи с переводом части титана и хрома в карбиды отрицательно сказывается на жаропрочности (см. табл. 84).

Ni, Cr, %

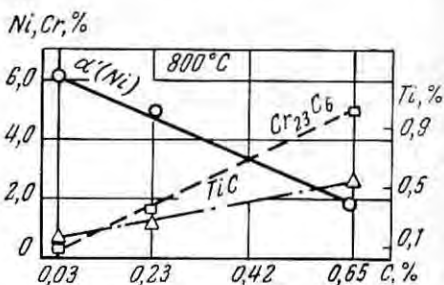
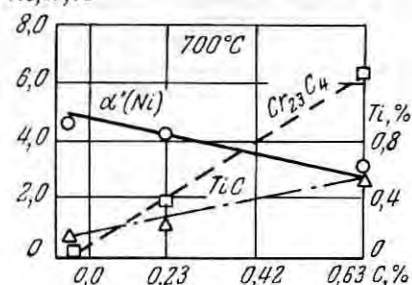


Рис. 223. Изменение содержания основных легирующих элементов Ni (α' -фаза), Ti (TiN, TiC) и Cr (Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$) в анодных осадках в зависимости от содержания углерода в сплавах типа ЭИ437 после закалки на воздухе с 1080° С и старения в течение 16 ч при 700 и 800° С

На рис. 223 показано влияние содержания углерода в сплаве на изменение фазового состава после общепринятой термической обработки.

Уменьшение содержания γ' -фазы связано, с одной стороны, с понижением содержания титана в твердом растворе и, с другой стороны, с изменением (повышением) растворимости γ' -фазы с уменьшением содержания хрома в γ -твердом растворе, поскольку большое его количество уходит на образование первичных карбидов хрома (1,6 и 5% Cr в сплавах с 0,23 и 0,65% С).

В сложнелегированных сплавах (например, ЭИ617), содержащих вольфрам и молибден, электролитически высаженный осадок состоит из карбонитрида титана (TiCN), карбидов хрома типа $Cr_{23}C_6$ и двойных карбидов типа $Me_nMe'_mC$. Кубический карбид хрома типа $Cr_{23}C_6$ содержит небольшое количество никеля, молибдена и вольфрама, которые замещают хром; карбид выделяется при старении в интервале 650—900° С и количество его возрастает при повышении температуры. Количество карбида титана остается постоянным. В литом сплаве ЭИ617 максимальное количество карбида хрома выделяется при 900° С, при 1000° С этот карбид почти полностью исчезает.

Способность карбидов к коагуляции при 950—1050° С по типу сталей с карбидным упрочнением (см. рис. 147) используют при термической обработке некоторых сплавов с интерметаллидным упрочнением, применяя двойную закалку. В первый раз сплавы закалывают с очень высоких температур (1180—1200° С), и все фазы переходят в твердый раствор, а затем и с пониженным (950—1050° С), в результате чего интерметаллидные фазы (γ' или Ni_3Al) еще находятся в твердом растворе, а карбиды хрома выделяются в скоагулированном виде.

При последующем старении карбидные фазы практически не принимают участия в процессах дисперсионного твердения. Это было хорошо показано на сплаве ЭИ617, у которых наилучшее сочетание жаропрочности и пластичности получается после двойной закалки и последующего 10—20-ч старения при 800° С [5; 135, с. 371]. Если сплав подвергать только одной закалке, то при последующем старении при 800° С наряду с равномерным выделением γ' -фазы по границам зерен происходит выделение карбидов хрома в виде непрерывного слоя. Такого рода выделения уменьшают пластичность и жаропрочность сплава. Вторая закалка при 1050° С способствует коагуляции карбидов хрома в виде более грубых прерывистых скоплений, что улучшает пластичность и повышает длительную прочность при 800° С.

Влияние кобальта

Введение кобальта оказывает положительное влияние на жаропрочность и технологичность (ковкость). Это влияние особенно полезно, когда сплавы сильно легированы титаном, вольфрамом, молибденом, бором вместе с алюминием.

На рис. 224 показано влияние кобальта в никельхромистом сплаве с 10% Cr с присадками титана и алюминия на изменение твердости, предела прочности и 100-ч длительной прочности при 800° С, а также количество фазы γ' , по данным Д. Е. Лившиц. Из рисунка видно, что при наличии титана кобальт оказывает более эффективное влияние на жаропрочность сплавов, чем в случае легирования сплавов алюминием.

Основной упрочняющей фазой в сплавах с кобальтом является γ' -фаза типа $(Ni, Co)_3(TiAl)$. В сплавах с титаном количество фазы γ' наибольшее при содержании кобальта в них 10—15% и несколько уменьшается с дальнейшим ростом его содержания.

Лучшая жаропрочность сплавов с кобальтом связана с его влиянием на термическую стойкость твердого раствора и самой упрочняющей фазы. В сплавах с 60% Co и алюминием образуется малое количество интерметаллидной фазы Ni_3Al (см. рис. 224), поэтому предел 100-ч длительной прочности с увеличением содержания алюминия в сплаве не изменяется.

В сложнолегированных никелевых сплавах с кобальтом в присутствии вольфрама или молибдена при длительном старении

в интервале 900—950° С образуется интерметаллидное соединение типа Co_7W_6 , имеющее ромбоэдрическую решетку с параметрами $a = 8,98kX$ и $\alpha = 30^\circ 48'$. Испытания на удар при 20° С такого предварительно состаренного (900° С, 500 ч) сплава обнаружили его высокую хрупкость ($a_k = 0,6 \text{ кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$; $\delta = 4 \div 8\%$). Метал-

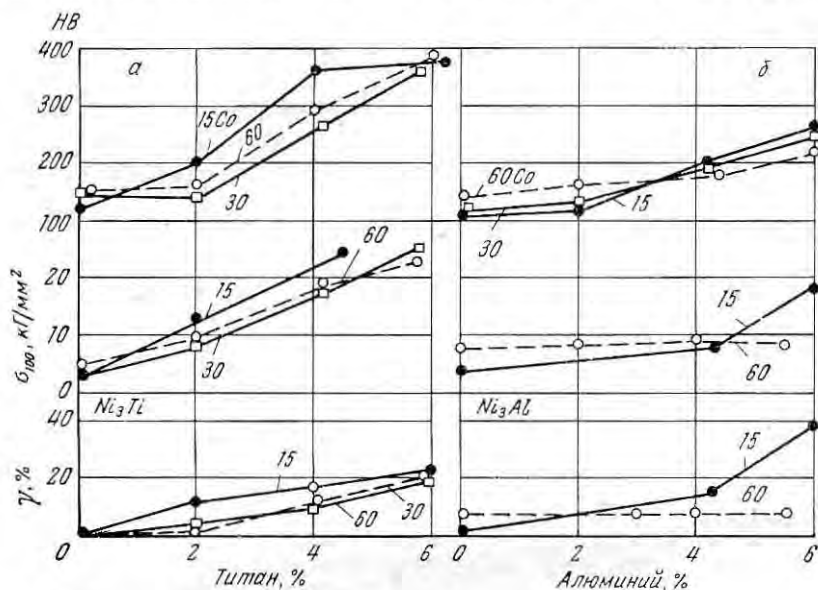


Рис. 224. Влияние титана (а) и алюминия (б), содержащихся в никельхромистом сплаве с 10% Сг, при различном количестве кобальта на изменение твердости, длительной прочности при 800° С и фазового состава. Цифры у кривых — содержание кобальта

лографическое исследование показало, что трещины в этом сплаве распространяются по границам зерен и по фазе Co_7W_6 . При высоких температурах деформации (700—950° С) трещины и надрывы в первую очередь возникают в фазе Co_7W_6 , но дальнейшее их развитие происходит внутри зерен твердого раствора или параллельно границам зерен.

Влияние железа

Изучение влияния железа в сплавах на никелевой основе позволило установить, что в окалиностойких сплавах более простого состава (марок ЭИ435, ЭИ602) можно допускать содержание 5—8% железа; у сплава ЭИ437Б введение до 5% железа практически не изменяет жаропрочности и технологических свойств.

Расширение пределов содержания железа до 5% в сплавах типа ЭИ437 позволяет использовать при их выплавке феррохром

вместо металлического хрома. В зарубежных сплавах на никелевой основе нимоник 80А, 90, 95 содержится до 5% Fe, а в сплавах нимоник 100 и 105 — до 10%.

В сложнoleгированных жаропрочных сплавах типа ЭИ826 и др. введение железа несколько ухудшает жаропрочные свойства и содержание его не должно превышать 1—2%.

Влияние титана (0—3%) и алюминия (0—6%) при переменном содержании железа (0, 10, 20 и 40%) на склонность сплавов типа Ni-16%Cr-Fe к дисперсионному твердению и на длительную прочность при 700° С изучалось в работе [224, с. 258]. Показано, что с увеличением содержания железа сильно уменьшается длительная прочность исследованных сплавов (табл. 85).

ТАБЛИЦА 85. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ
ПРИ 750° С, $\sigma = 23$ кг/мм²

Сплав	Время до разрушения, ч	ΔHB^*
Ni-16Cr-3Al-2Ti	165	115
Ni-16Cr-3Al-3Ti	159	125
Ni-16Cr-10Fe-3Al-2Ti	119	115
Ni-16Cr-10Fe-2Al-3Ti	116	120
Ni-16Cr-20Fe-3Al-2Ti	110	115
Ni-16Cr-20Fe-2Al-3Ti	32	115
Ni-16Cr-40Fe-2Al-3Ti	35	110
Ni-16Cr-46Fe-1Al-3Ti	45	98

* $\Delta HB = HB_{стар} - HB_{зак}$ — прирост твердости под влиянием дисперсионного твердения.

Длительная прочность первых двух сплавов (табл. 85) при 750° С и $\sigma = 23$ кг/мм² занижена, что, вероятно, связано с тем, что в сплавы не вводились добавки бора.

Влияние молибдена, вольфрама, ниобия, кремния и рения

Из данных, приведенных на рис. 208, следует, что раздельное введение молибдена, вольфрама и ниобия не оказывает большого влияния на изменения твердости и жаропрочности.

При комплексном легировании, когда эти элементы вводят вместе с титаном или алюминием, эффект упрочнения получается более значительным, особенно в области высоких температур (см. рис. 209).

Установлено, что в сплавах с очень высоким содержанием углерода ни вольфрам, ни молибден не входят в состав упрочняющих фаз. Однако, присутствуя в твердом растворе, они ока-

зывают благоприятное влияние, повышая его термическую стойкость путем торможения процессов разупрочнения при высоких температурах. Они повышают температуру рекристаллизации твердого раствора. В присутствии бора и углерода вольфрам и молибден могут входить в состав упрочняющих фаз (боридов и карбонитридов).

Ниобий способствует повышению термической стойкости твердого раствора, а при введении в достаточном количестве участвует

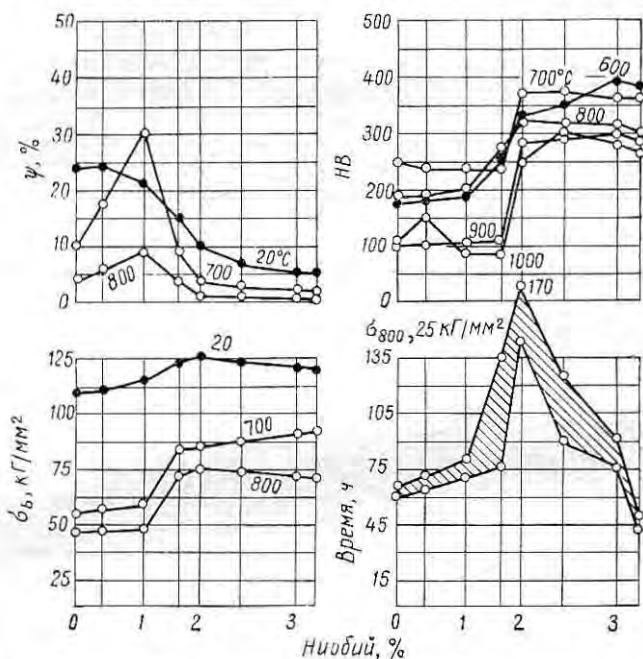


Рис. 225. Влияние ниобия на изменение механических свойств и длительной прочности сплава типа Ni-15Cr-2,6Ti-7Fe-3,5 Mo-0,7Al после закалки с 1120° С на воздухе и двойного старения

в образовании интерметаллидной фазы типа Ni_3Nb с гранцентрированной решеткой или входит в состав γ' -фазы, а также в состав карбидов.

Согласно данным [225, 136] и автора [5], в сплавах Ni + 20Cr + Nb и Ni + 15Cr + Nb дисперсионное упрочнение, а следовательно, повышение жаропрочности, достигается при содержании ниобия более 5%. Согласно данным автора, в сплавах типа Ni-20Cr-Nb максимум жаропрочности соответствует примерно 7,2% Nb. У сложнoleгированного сплава типа (рис. 225) Ni-15Cr-2,6Ti-3,5Mo-7Fe-0,7Al этот максимум достигается при присадке 1,8—2,5% ниобия [5]. Поэтому чаще всего ниобий вводят вместе с другими легирующими элементами (Ti, Mo, W

и Со) в количестве 1—2% (сплавы ЭИ518, ЭИ598, ЭИ698, ЭИ607, ЭИ607А, ЭП460 и др.).

Однако в последнее время появились сплавы с большим содержанием ниобия — порядка 3—5% (инко 102 и инко 718), которые, по данным зарубежной практики, обладают меньшей склонностью к трещинообразованию при сварке.

Введение ниобия в сочетании с другими легирующими элементами сильно повышает пластичность ряда сплавов при длительных испытаниях в горячем состоянии (сплав ЭИ698), что имеет большое значение для работы деталей с надрезом.

Ниобий сильно измельчает зерно благодаря образованию карбидов и благоприятно действует на упрочнение приграничных объемов. Согласно исследованиям С. Т. Кишкина и С. З. Бокштейна, ниобий распределяется в никельхромистых жаропрочных сплавах в пограничных слоях кристалла. Это, вероятно, связано с тенденцией карбидов ниобия, так как углерод во многих сплавах, когда его содержание в сплаве невелико, стремится в первую очередь к выделению на поверхности кристаллов.

При чрезмерно высоком комплексном легировании титаном, алюминием, молибденом, вольфрамом и другими элементами жаропрочность сплавов снижается, так как образуются первичные интерметаллидные фазы в виде грубых скоплений, вызывающие охрупчивание. Установлено, что общее содержание легирующих элементов должно находиться в определенных пределах. При повышении суммы содержания Al и Ti ограничивают суммарное содержание Cr, Mo, W, Nb и Ta. Указывается [226], что сумма $W + Mo + Nb + \frac{2}{3}Cr$ не должна превышать 17,5—20,5%. По этой причине в последнее время содержание хрома в высоколегированных сплавах снижено с 15—17 до 10—12%.

Кроме того, чрезмерное легирование никельхромистых сплавов ферритообразующими элементами (Cr, Mo, W, Ti и Al) ведет к появлению двухфазности ($\gamma + \alpha$) и σ -фазы, что резко ухудшает жаропрочность сплавов. Установлено, что если в никелевом сплаве сумма $10Cr + W + Mo$ составляет 25%, область α появляется при введении $>5\%$ Al.

При сумме $10Cr + W + Mo$, равной 20%, α -область появляется при $>6\%$ Al.

При сумме $Cr + W + Mo$, составляющей 17%, указанный эффект появления участков α -фазы вызывает введение $>7\%$ Al. Для свариваемых сплавов ЭП99 и ЭП199 это рассмотрено на стр. 428—431.

В сплавах с титаном и алюминием наблюдается та же закономерность, но следует учитывать сумму $Al + Ti + 0,5\%$.

Установлено, что введение излишне большого количества легирующих элементов в сплавы на никелевой и железоникельхромистой основах может привести к их резкому охрупчиванию при комнатной и повышенных температурах, что обусловлено

появлением σ -фазы или χ -фазы. Чтобы избежать этого предложен метод подсчета плотности электронных вакансий [497].

Установлено, что если плотность электронных вакансий матрицы (N_v) сплава не превышает 2,52 единиц, сплав несклонен к сигматизации при старении и в эксплуатации. Если же плотность электронных вакансий превышает указанную величину, то в деформированных сплавах можно ожидать образование хрупкой σ -фазы.

Согласно этому подсчету ряд известных жаропрочных сплавов по плотности электронных вакансий располагаются в следующем порядке:

Нимоник 75	1,65	Нимоник 115	2,68	ЭП99	2,45
» 80А	1,75	Удимет 500	2,48	ЭП99ВД	2,32
» 90	1,90	» 700	2,52	ЭП199	2,49
» 100	2,1	Инко 713С	2,32	ЭП109	2,37
MAR-M-200	2,1	Сталь с 25% Cr	2,88	ЭИ867	2,04
Нимоник 105	2,31	MAR-M-302	2,89	ЭП437	2,70

Кремний, присутствующий в жаропрочных никелевых сплавах с интерметаллидным упрочнением, оказывает отрицательное влияние на длительную прочность. Чем выше содержание титана и алюминия, тем меньше должно быть содержание кремния.

Согласно последним данным, для ряда сплавов имеются ограничения в технических условиях: содержание кремния допускается не больше 0,3—0,5%. В нескольких последних спецификациях содержание суммы кремния и марганца ограничивается 0,05% [452].

На примере сплава ЭИ787 можно видеть отрицательное влияние кремния [202]. Время до разрушения этого сплава при 700° С и $\sigma = 30$ кг/мм² составляет:

Содержание кремния, %	0,1	0,2	0,5	0,9	1,5
Время до разрушения, τ	400	300	200	100	70

В работе [224, с. 19] изучали влияние рения, иридия, ниобия, молибдена и вольфрама на свойства жаропрочного сплава типа ХН77ТЮ при 750° С после закалки при 1080° С на воздухе и старения при 700° С в течение 16 ч с охлаждением на воздухе.

Введение рения и иридия в сплав ХН77ТЮ повышает способность сплава к дисперсионному твердению, причем максимум упрочнения наблюдается при температурах старения 700—800° С. Значения максимума твердости (в том числе их значения при высоких температурах) с увеличением содержания рения и иридия повышаются. Введение рения и иридия способствует повышению температуры рекристаллизации [227], замедлению диффузионных процессов и тормозит разупрочнение в области высоких температур.

В табл. 86 приведены результаты определения кратковременной прочности при 750° С.

ТАБЛИЦА 86. ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК РЕНИЯ И ИРИДИЯ
НА СВОЙСТВА СПЛАВА ХН77ТЮ

Добавка к сплаву ХН77ТЮ	σ_B кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %
Без добавки	65	60	9,2	10,5
3% Ir	68	60	8,5	11,5
5% Ir	71	64	6,0	10,2
3,8% Re	70	63	7,2	9,6
5,5% Re	72	65	—	7,1

Испытания на длительную прочность показали, что введение рения и иридия в количестве 2—3% повышает время до разрушения сплава ЭИ437 при 700° С и $\sigma = 40$ кг/мм² в 2—3 раза.

Влияние добавок бора, кальция, бария, церия и циркония на жаропрочность никелевых сплавов

Жаропрочные свойства сплавов на никелевой основе улучшаются, когда в них вводят малые добавки бора, щелочноземельных и редкоземельных элементов: кальция, бария, церия, бериллия и циркония [5,7 17; 135, с. 37 и 25; 201] (рис. 226).

Бор сравнительно мало растворяется в γ -твердом растворе при умеренных температурах и при старении выделяется в виде боридных фаз различного состава, преимущественно по границам и на стыках зерен. Максимальная жаропрочность вероятнее всего относится к максимальной растворимости бора в γ -твердом растворе.

Согласно данным С. Т. Кишкина и С. З. Бокштейна [115, 117], присадка небольших количеств бора (0,001—0,05%) способствует резкому замедлению диффузионных процессов по границам зерен металла. В присутствии бора резко затрудняется диффузия легкоплавких составляющих.

В зависимости от легирования бор образует несколько фаз. В никельхромтитанистом сплаве типа 77-20-2,5-В (ЭИ437Б) бор входит в состав сложной χ -фазы типа $(Cr, Ni)_5B_3$, а в более сложнолегированных жаропрочных сплавах типа Ni-20-2,5Ti-3Al-В (ВЖ36-Л2) — в состав фазы Cr_3B_2 . Предполагается, что увеличение содержания алюминия в хромоникельтитанистом сплаве типа ЭИ437Б уменьшает растворимость хрома и приводит к обогащению им боридной фазы.

В присутствии вольфрама, молибдена и алюминия в сложнолегированных сплавах на никелевой основе (ЭИ617 или сплав 70Ni-10Cr-8W-4Mo-5Al-В) образуется сложная боридная фаза γ , которая, по данным химического анализа боридных осадков,

отвечает в первом приближении формулам $(Mo, Cr, W, Ni)_4B_3$ или $(Mo, Cr, W, Ni)_5B_4$. Бор с повышением содержания в этих сплавах связывает большие количества хрома, молибдена и вольфрама. Согласно последним данным, эти фазы отвечают соединению типа Me_3B_2 (см. табл. 83).

Металлографическое исследование сплавов с бором и без него позволило установить, что при малых количествах (до 0,05%) он не изменяет характера микроструктуры сплавов и находится

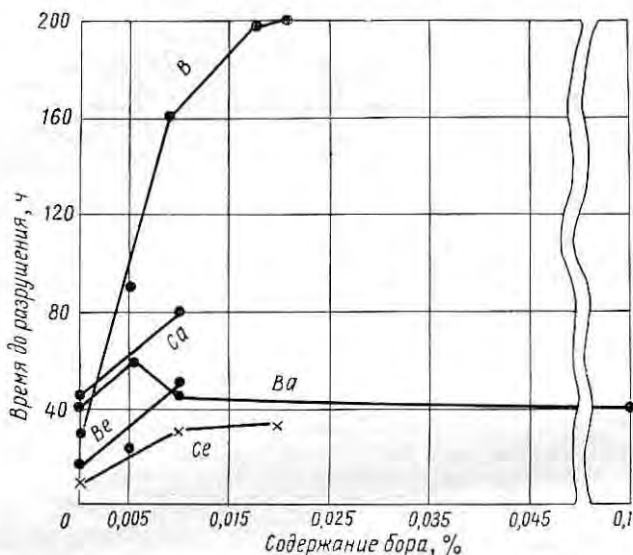


Рис. 226. Влияние бора, кальция, бария, бериллия и церия (расчетное количество) на длительную прочность сплава ЭИ617 при $850^{\circ}C$ и $\sigma = 20 \text{ кг/мм}^2$

как в твердом растворе, так и в виде высокодисперсных боридных фаз. При повышении содержания бора наблюдаются более крупные образования боридных фаз с преимущественным выделением их по границам зерен. Эти выделения носят эвтектический характер и у сплавов на железной основе образуются при более низкой температуре, чем у сплавов на никелевой основе. Боридные соединения более легированных сплавов (типа ЭИ617, ЭИ826) более тугоплавки, чем сплавов типа ЭИ437Б.

Введение до 0,015% В не повышает кратковременной прочности и твердости, но увеличивает пластичность (δ и ψ), определяемую при кратковременных и длительных испытаниях. Бор отрицательно влияет на окалиностойкость сплавов [137, с. 18].

При длительном нагреве борсодержащих сплавов в области высоких температур бор усиленно выгорает из поверхностных слоев (0,1—3,0 мм), вследствие чего жаропрочность сплава в этих

слоях снижается. Это особенно опасно для тонких сечений лопаток, поэтому обедненный бором слой удаляют.

Бор повышает жаропрочность и пластичность сплава ЭИ617 в присутствии свинца, но полностью вредного влияния свинца не нейтрализует [228].

Влияние малых добавок кальция, бария, циркония, церия и бора изучали на серии плавок сплавов ЭИ607 и ЭИ867, предназначенных для газотурбинных двигателей с длительным сроком службы. Отмечается, что указанные добавки способствуют измельчению частиц упрочняющей γ' -фазы, препятствуют ее росту при длительности старения порядка 2000 ч при 700° С, при 750° С влияние этих добавок не ощущается.

Добавки кальция, бария, циркония, бора и церия повышают жаропрочность и пластичность сплава при рабочих температурах и деформируемость сплава в горячем состоянии. Однако это их действие проявляется не всегда одинаково и следует учитывать соотношение между содержанием основных легирующих элементов и малых добавок, а также наличие вредных примесей.

Влияние вредных примесей (свинца, олова, сурьмы, серы) на жаропрочность никелевых сплавов

При освоении сплава ЭИ437 было установлено, что указанные примеси оказывают отрицательное влияние на его жаропрочные и технологические свойства [46, 14, 5].

Первые плавки этого сплава, выплавленные на загрязненных материалах (никеле, никельтитановой лигатуре и хrome), показали исключительно низкую жаропрочность. Лучшие плавки того периода при температуре испытания 700° С и напряжении 25 кг/мм² имели 50—100-ч стойкость. Установлено, что никельтитановая лигатура, сильно загрязненная свинцом, была причиной резкого снижения жаропрочности сплава ЭИ437 (рис. 227). Применение более чистых никеля, хрома и никельтитановой лигатуры позволило получить у сплава ЭИ437А более высокую длительную прочность и, самое главное, постоянство жаропрочных свойств.

Резкое и отрицательное влияние свинца было выявлено не только на образцах при испытании их на жаропрочность, но также на лопатках двигателя. Лопатки, изготовленные из случайно загрязненной плавки, при стендовом испытании выходили из строя через 40 ч, тогда как лопатки, изготовленные из хорошей плавки, работали 200—500 ч. Было установлено, что материал плохой плавки отличался от хорошей только содержанием свинца: 0,0015 и 0,0008% соответственно [4,5].

В результате применения более чистых шихтовых материалов и усовершенствования технологии выплавки, а также введения церия удалось 100-ч длительную прочность при 700° С повысить

с 25 до 36 $\kappa\Gamma/\text{мм}^2$, а благодаря присадке 0,005% В — до 42 $\kappa\Gamma/\text{мм}^2$ [46].

Вредное влияние свинца, сурьмы, олова и других элементов сказывается на жаропрочности сплавов не только в интервале рабочих температур (600—900° С), но также при более высоких температурах, в том числе и в интервале температур горячей обработки давлением.

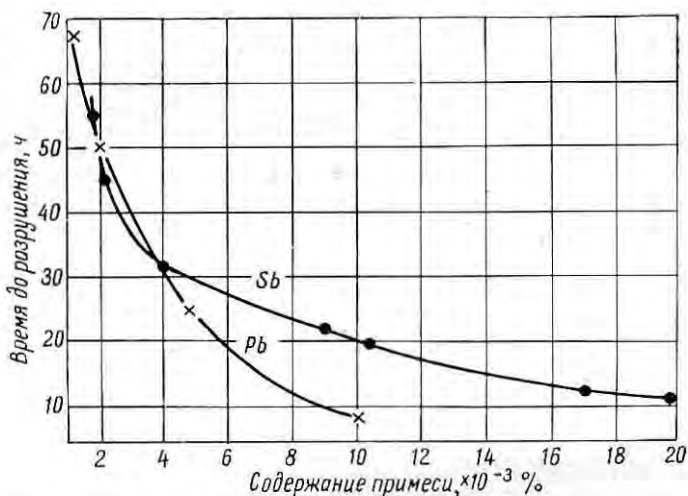


Рис. 227. Изменение длительной прочности сплава ЭИ437 при 700° С и $\sigma = 36 \kappa\Gamma/\text{мм}^2$ в зависимости от содержания в нем свинца и сурьмы

В табл. 87 приведены данные [15] о влиянии ряда легкоплавких элементов на длительную прочность никелевого сплава, содержащего 0,2% С, 11% Сг, 8% Со, 5% Мо, 1,5% Тi, 4,8% Аl, 0,05% Zr, 0,003% В.

Сплав закаливали с 1180° С на воздухе (выдержка 1,5 ч) и подвергали 16-ч старению при 850° С с охлаждением на воздухе.

Исследованиями установлено, что примеси свинца, висмута, таллия и теллура в количестве 0,0005—0,0020% значительно ухудшают показатели длительной прочности и снижают пластичность никелевых сплавов при 815—940° С.

Влияние суммарного содержания вредных примесей (Pb + Bi + Te) на длительную прочность никелевого сплава рассмотрено в работе [15]. Показано, что даже малейшие количества этих примесей оказывают отрицательное влияние как на длительную прочность, так и на пластичность.

Сера при большом ее содержании приводит к резкому снижению жаропрочности, образуя с железом, никелем и кобальтом легкоплавкие эвтектики.

ТАБЛИЦА 87. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ
НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ * НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ [15]

Примесь	Содержание %	t , ч*	δ , %
Te	0,0005	60	9,2
	0,001	43	4,6
	0,002	33	3,2
	0,003	16	3,2
	0,004	19	5,0
Ta	0,0005	80	17,9
	0,001	64	19,8
	0,005	23	5,5
	0,02	28	4,9
Pb	0,00025	114	19,3
	0,0005	90	9,5
	0,001	32	11,3
	0,002	29	11,2
	0,005	28	8,4
Bi	0,00025	66	7,5
	0,0005	48	5,8
	0,001	48	5,4
	0,0015	27	5,0

* $\sigma = 11 \text{ кг/мм}^2$; $t = 950^\circ \text{C}$.

Особенно вредное влияние оказывает сера в никелевых жаропрочных сплавах или сталях с высоким содержанием никеля. Поэтому при изготовлении их принимают особые меры для уменьшения содержания серы в готовых сплавах: применяют более чистые шихтовые материалы, добавляют редкоземельные элементы (лантан, церий и др.), чтобы связать серу в тугоплавкие соединения, обрабатывают сплав по типу десульфурации шлаками или изготавливают сплавы методом электрошлакового переплава, при котором сера связывается в легкоплавкие соединения и всплывает на поверхность металла; с этой целью сплавы подвергают также воздействию калиевых или натриевых солей, а также мышьяка.

Последний способ хотя и запатентован, но его не используют. Наибольшее применение нашел комбинированный способ — получение сплавов с применением чистых шихтовых материалов и последующей их обработкой элементами, связывающими серу в тугоплавкие соединения.

В сплавах на железной основе содержание серы может допускаться несколько больше ($\sim 0,015\%$), в то время как в сплавах на никелевой основе оно не должно превышать $0,010\%$ (лучше $0,005\%$).

Исследования, выполненные на никелевом сплаве ЭИ437 с помощью радиографии [115, 117], показали неравномерность распределения серы. В литом состоянии она располагается между ветвями дендритов, а в деформируемом сплаве — по границам зерен в виде точечных скоплений. Сплошная сетка в сложно-легированных сплавах отсутствует.

Сера оказывает вредное влияние на свариваемость аустенитных хромоникелевых сталей и никелевых сплавов. Поэтому ее содержание в сплавах должно быть минимальным. Повышенное содержание серы уменьшает вязкость сварных деталей, а также вызывает микроустраивание, связанное с горячей хрупкостью. Поэтому и в сварочной проволоке содержание серы должно быть минимальным.

СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

В табл. 88 приведены химические составы жаропрочных сплавов, получивших широкое применение в нашей стране в различных областях техники, а в табл. 89 — режимы термической обработки и требования по механическим и жаропрочным свойствам, которым должны удовлетворять указанные сплавы согласно техническим условиям.

Данные об изменении механических свойств ряда жаропрочных сплавов в зависимости от температуры испытания и о длительной прочности приведены на рис. 228 и 229.

Требуемые жаропрочные свойства обеспечиваются в результате термической обработки, которая состоит из закалки на твердый раствор и старения.

Цель закалки — перевести различные составляющие сплава в твердый γ -раствор с тем, чтобы при последующей операции старения интерметаллидные фазы выделились при пониженных температурах в высокодисперсном состоянии.

Температуры закалки выбирают (в зависимости от легирования) таким образом, чтобы получить требуемую величину зерна и жаропрочность. Как правило, сплавы охлаждают на воздухе, штампованные заготовки лопаток — в разброс, чтобы обеспечить примерно одинаковые скорости охлаждения.

В ряде случаев применяют ступенчатую закалку: сначала сплав закалывают с высоких температур на воздухе, а затем, второй раз, с пониженных температур ($1000\text{—}1050^\circ\text{C}$) для выделения и коагуляции карбидов еще до выделения интерметаллидных упрочняющих фаз с целью повышения пластичности сплава.

Скорости охлаждения оказывают влияние на жаропрочные свойства, зависящее от легирования сплава.

Жаропрочные сплавы с интерметаллидным упрочнением способны к возврату свойств в зависимости от температур старения или рабочих температур.

С повышением температуры (назовем это перегревом) выше максимума, при котором достигается наибольшее упрочнение за определенный промежуток времени, происходят небольшая коагуляция интерметаллидов и растворение их в γ -твердом растворе, что сопровождается понижением твердости и жаропрочности. Вторичный нагрев сплава в этом состоянии при пониженных температурах способствует дополнительному образованию интерметаллидных фаз в дисперсном состоянии, а следовательно, и дополнительному упрочнению.

Т А Б Л И Ц А 88. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, ЖАРОПРОЧНЫХ

Марка по ГОСТу или ЧМТУ	Заводская марка сплава	C	Si	Mn	Cr	Co	Ti
ХН77ТЮ	ЭИ437А	≤0,06	≤0,6	≤0,40	19—22	—	2,3—2,7
ХН77ТЮР	ЭИ437Б	≤0,07	≤0,6	≤0,40	19—22	—	2,4—2,8
	ЭИ437БУ	≤0,07	≤0,6	≤0,40	19—22	—	2,5—2,9
ХН70МВТЮБ	ЭИ598	≤0,12	≤0,6	≤0,50	16—19	—	1,9—2,8
ХН70ВМТЮ	ЭИ617	≤0,12	≤0,6	≤0,5	13—16	—	1,8—2,3
ХН70ВМФТЮ	ЭИ826	≤0,12	≤0,6	≤0,5	13—16	—	1,7—2,2
ХН55ВМТФКЮ	ЭИ929	≤0,12	≤0,5	≤0,5	9—12	12—16	1,4—2,0
ХН50ВМТКФЮ	ЭИ57	0,1—0,2	≤0,5	≤0,5	9—12	14—16	2—2,8
ХН80ТБЮ	ЭИ607	0,08	0,8	1,0	15—18	—	1,8—2,3
ХН80ТБЮ	ЭИ607А	0,08	0,8	1,0	15—17	—	1,4—1,8
ХН70ВМТЮ	ЭИ765	0,1—0,16	≤0,6	≤0,5	14—16	—	1,0—1,4
ХН67ВМТЮ	ЭП202 (ЭИ445Р)	0,08	0,6	0,5	17—20	—	2,2—2,8
ХН60МВТЮ	ЭП487	0,10	0,6	0,5	17—20	—	2,2—2,8
ХН82ТЮМБ	ЭП460	0,10	0,3	0,3	8—10	—	2,8—3,2
ХН60МЮВТ	ЭП539	0,04—0,09	≤0,5	≤0,5	17—19	—	2,0—3,0
ХН73МБТЮ	ЭИ698	≤0,08	≤0,6	≤0,4	13—16	—	2,35— 2,75
ХН75ВМФЮ	ЭИ894	≤0,10	≤1,0	≤0,8	21—24	—	0,8—1,2
	ЭП99	≤0,10	≤0,5	≤0,4	18—22	5—8	1,0—1,5
	ЭП199	≤0,10	≤0,6	≤0,5	19—22	—	1,1—1,6
	ЭИ893	0,08	≤0,5	≤0,5	15—17	—	1,2—1,6
	ЭИ827	≤0,12	≤0,4	≤0,4	9—11	—	—
ХН62ВМКЮ	ЭИ766	≤0,08	≤0,5	≤0,5	9—11	—	—
	ЭИ867	≤0,10	≤0,6	≤0,3	8,5— 10,5	4—6	—
ХН56ВМКЮ	ЭП109	≤0,10	<0,6	<0,3	8,5— 10,5	11—13	—
	ЭП454	0,12	0,4	0,4	9—10	—	—
	ЭП404	0,12	0,8	1,0	8—12	<0,5	—
	ЭИ828	0,07	0,4	0,4	9—11	—	—

Восстановление свойств сплава после перегрева зависит от продолжительности нагрева сплава при повторном старении, степени легирования твердого раствора (марки сплава), а также скоростей охлаждения.

Для снятия остаточных напряжений после механической обработки (включая шлифование или полирование) готовые лопатки подвергают нагреву при температурах ниже температур закалки, но выше температур старения, а затем, для восстановления механических свойств — дополнительному старению (см.

ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Al	W	Mo	B	Ce	Fe	Другие элементы
0,55—0,95	—	—	—	0,01	≤1,0	≤0,07 Cu; ≤0,001 Pb
0,60—1,00	—	—	≤0,01	≤0,01	≤1,0	≤0,07 Cu; ≤0,001 Pb
0,6—1,0	—	—	≤0,01	0,01	≤1,0	≤0,07 Cu; ≤0,001 Pb
1,0—1,7	2,0—3,5	4—6	≤0,01	≤0,02	≤5,0	≤0,07 Cu; 0,5—1,3 Nb
1,7—2,3	5—7	2—4	≤0,02	≤0,02	≤5,0	≤0,07 Cu; 0,1—0,5 V
2,4—2,9	5—7	2,5—4,0	0,015	0,02	≤5,0	0,10 Ba; 0,2—1,0 V
3,6—4,5	4,5—6,5	4—6	0,02	—	≤5,0	0,10 Ba; 0,2—0,8 V
3,7—4,7	5—7	4—6	≤0,02	—	≤5,0	0,2—0,8 V
0,5—1,0	—	—	—	—	≤3,0	1,0—1,5 Nb
0,5—1,0	—	—	—	—	≤3,0	1,0—1,5 Nb
1,7—2,2	4—6	3—5	≤0,01	—	≤3,0	
1,0—1,5	4—5	4,0—5,0	≤0,01	≤0,01	≤4,0	
0,9—1,5	4—5	9,0—11	≤0,01	≤0,02	≤4,0	
1,6—2,0	—	2,0—2,6	—	—	3,0	1,6—2,0 Nb
3,0—4,0	2,5—4	5,0—7,0	0,02	≤0,02	≤4,0	
1,3—1,7	—	2,8—3,2	≤0,005	≤0,005	≤2,0	1,8—2,2 Nb ≤0,001 Pb ≤0,10 Ba
2,3—3,0	4,5—6,5	0,6—1,2	≤0,03	—	≤10,0	
2,5—3,5	6—8	3,5—5,0	≤0,005	≤0,002	≤5,0	
2,1—2,6	9—11	4—6	≤0,008	—	≤4,0	
1,2—1,6	9—10	3,5—4,5	—	—	≤3,0	
4—4,6	4,5—5,5	5—6,5	0,01—0,02	≤0,010	≤5,0	<0,7 V
3,8—4,6	4,5—6,0	5—6,5	0,01—0,02	≤0,01	≤3,0	
4,2—4,9	4,3—6,0	9—11,5	≤0,02	≤0,02	≤4,0	
5,2—5,4	6—7,5	6,5—8,0	≤0,02	0,01—0,02	≤1,5	
4,3—5,2	4,5—5,5	5,0—6,5	0,001—0,02	0,01—0,02	18—20	
4,5—5,8	4,0—6,0	7,0—10,0	0,02	≤0,02	12—16	
4,1—4,6	4,5—5,5	8,0—10,0	0,01—0,02	≤0,01	—	

стр. 125 и табл. 13). Как показал опыт, такая последовательность операций приводит к повышению эксплуатационной надежности деталей.

Термическую обработку деталей из жаропрочных сплавов производят при высоких температурах (1180—1220° С) и достаточно длительной выдержке (2—10 ч) в печах с различной газовой средой и в вакууме. Нагрев в печи с атмосферой воздуха вызывает достаточно глубокие изменения в химическом составе (обеднение титаном, алюминием, хромом, бором и другими элемен-

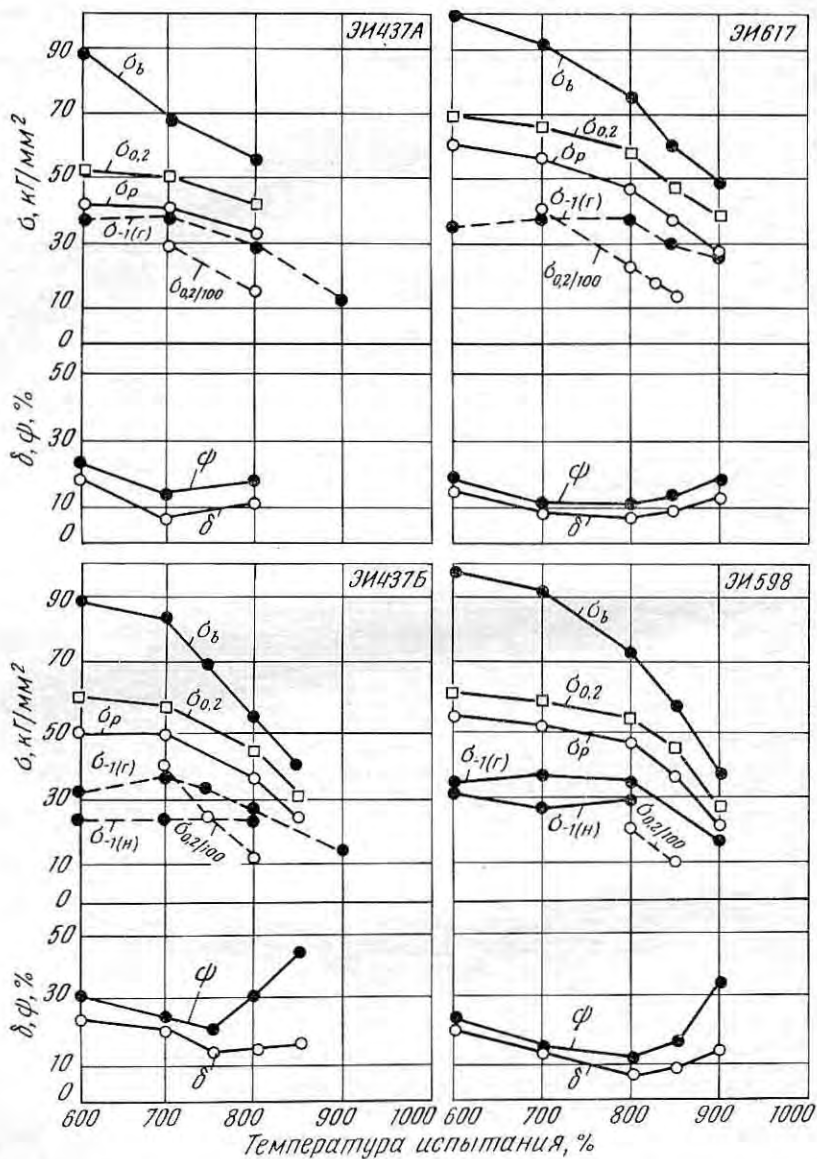
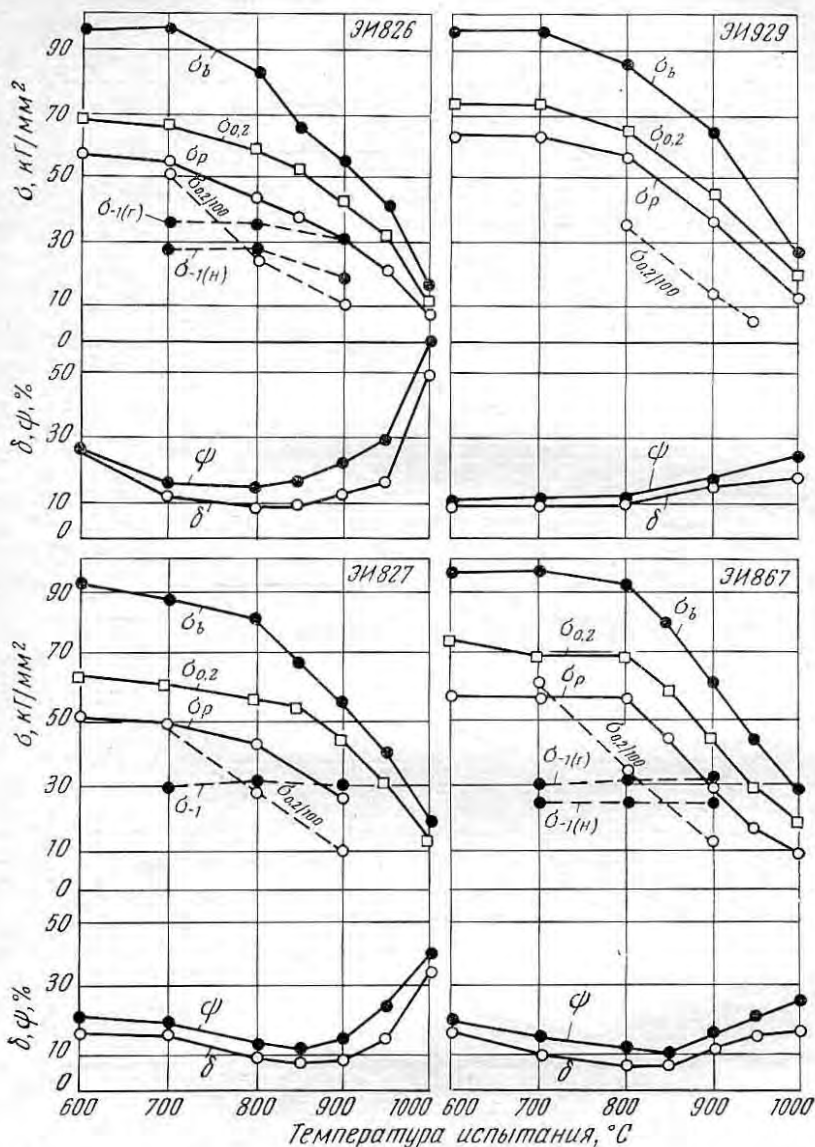


Рис. 228. Изменение механических свойств жаропрочных сплавов на нике разцы, Н —



левой основе в зависимости от температуры испытания (Г — гладкие образцы, Н — образцы с надрезом)

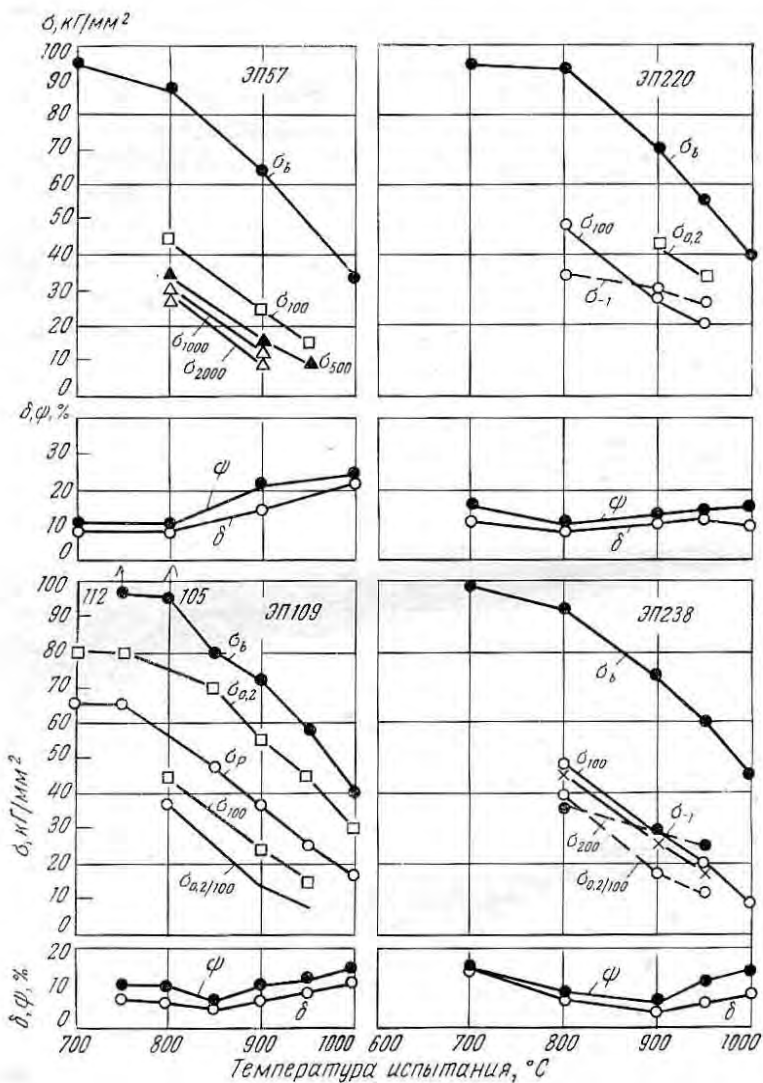


Рис. 228 (продолжение).

тами) поверхностных слоев сплавов (от 0,5 до 3 мм), и если не удалять этого слоя, жаропрочность деталей и особенно их эксплуатационная стойкость снижаются (см. раздел «Газовая коррозия»).

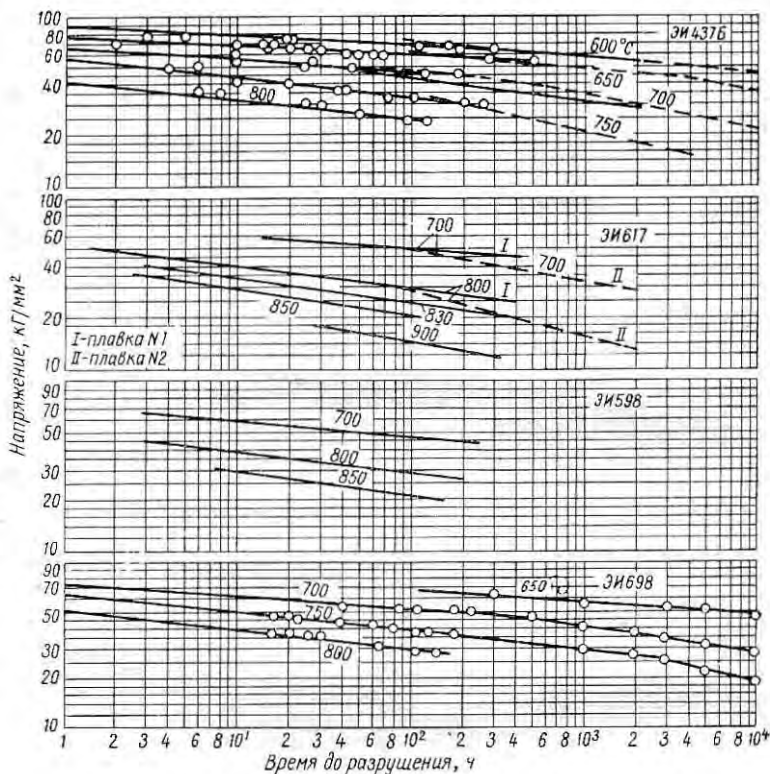


Рис. 229. Длительная прочность никелевых сплавов ЭИ437Б, ЭИ617, ЭИ598, ЭИ698

Нагрев в вакууме, а также атмосферах аргона, азота и смеси азота с 4% Н₂ значительно уменьшает угар легирующих элементов (Cr, Al, Ti, V), благодаря чему оказывается возможным изготовлять детали с меньшими допусками, существенно экономя дорогостоящий металл. Поэтому в последнее время термическую обработку выполняют в специальных печах, обеспечивающих значительно меньший угар указанных элементов.

Марка по ГОСТу	Заводская марка сплава	Термическая обработка	Температура, °С
ХН77ТЮ	ЭИ437А	Закалка с $1080 \pm 10^\circ\text{C}$, 8 ч, воздух + старение при $700 \pm 10^\circ\text{C}$, 16 ч, воздух	20 700
ХН77ТЮР	ЭИ437Б	То же	20 700
ХН77ТЮР (улучшенный)	ЭИ437БУ (штанги и шайбы для дисков)	Закалка с $1080 \pm 10^\circ\text{C}$, 8 ч, воздух + старение при $750 \pm 20^\circ\text{C}$, 16 ч, воздух (допускается старение при $730-775^\circ\text{C}$)	20
ХН77ТЮР (улучшенный)	ЭИ437БУВД (штамповки дисков)	Закалка с $1080 \pm 10^\circ\text{C}$, 8 ч, воздух + старение при $750-790^\circ\text{C}$, 16 ч, воздух	20
ХН70ВМТЮ	ЭИ617	Закалка с $1190 \pm 10^\circ\text{C}$, 2 ч, воздух + повторный нагрев под закалку до $1050 \pm 10^\circ\text{C}$, 4 ч, охлаждение на воздухе + старение при $800 \pm 10^\circ\text{C}$, 16 ч, воздух	20 800
ХН70БТЮБ	ЭИ598	Закалка с $1200 \pm 10^\circ\text{C}$, 5 ч, воздух + повторный нагрев под закалку до $1070 \pm 10^\circ\text{C}$, 8 ч, охлаждение на воздухе + старение при $800 \pm 10^\circ\text{C}$, 16 ч, воздух	20 800 800
ХН70ВМФТЮ	ЭИ826	Нагрев при $1210 \pm 10^\circ\text{C}$, 2 ч, охлаждение на воздухе + 1050°C , 4 ч, охлаждение на воздухе + $800 \pm 10^\circ\text{C}$, 16 ч, воздух	20 850 850
ХН55ВМТФКЮ	ЭИ929	Нагрев при $1220 \pm 10^\circ\text{C}$, 2 ч, охлаждение на воздухе + 4 ч, $1050 \pm 10^\circ\text{C}$, 4 ч, охлаждение на воздухе при $850 \pm 10^\circ\text{C}$, 8 ч, воздух	20 900 900
ХН50ВМТКФЮ	ЭП57	То же, но старение при $950 \pm 10^\circ\text{C}$, 2 ч, воздух	20 900
ХН51ВМТЮКФР	ЭП220	То же, что и ЭП57	900 20 950
ХН75ВМФЮ	ЭИ827	Нагрев при $1200 \pm 10^\circ\text{C}$, 6—8 ч, охлаждение на воздухе + старение при $900-950^\circ\text{C}$, 8 ч, воздух	20 850
ХН62ВМКЮ	ЭИ867	Нагрев при $1200 \pm 10^\circ\text{C}$, 4—6 ч, охлаждение на воздухе + старение при $950 \pm 15^\circ\text{C}$, 8 ч, воздух	20 900 900

НИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Кратковременные испытания						Длительная прочность по ТУ			ГОСТ или ТУ
НВ (d отп., мм)	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	Ψ , %	σ_K , кг·м/см ²	t, °C	σ кг/мм ²	т, ч	
(3,4—3,8)	100	60	25	28	8	700	40	≥50	ЧМТУ
—	(62)	—	(5)	(12)	—	700	36	≥100	1318—65
(3,4—3,8)	100	65	20	21	5	700	46	≥40	То же
—	(75)	—	(15)	(20)	—	700	44	≥60	» »
(3,4—3,75)	(100)	(65)	(12)	(14)	(3)* ¹	750	35	≥50	ЧМТУ
—	(95)	(65)	(12)	(14)	(3)* ²	—	—	—	} ЧНИИЧМ 875—63 и 874—63
—	(95)	(62)	(11)	(13)	(2,5)* ³	—	—	—	
—	(90)	(60)	(10)	(12)	(2,2)* ³	—	—	—	
(3,4—3,70)	(100)	(68)	(13)	(16)	(3)	750	35	≥50	} ЧМТУ
—	—	—	—	—	—	—	—	или ≥100	
(3,3—3,7)	114	75	14	15	1,5—3,0	650	65	≥30	} ЧМТУ 1318—65
—	(68)	—	(3)	(8)	—	850	20	≥40	
—	(70)	—	(7)	(10)	—	—	—	—	} ЧМТУ 1318—65
(3,3—3,7)	105	70	16	16	—	800	28	≥50	
—	(70)	—	(6)	(10)	—	800	25	≥100	ЧМТУ
—	(70)	—	(10)	(14)	—	—	—	—	1317—65
(3,3—3,7)	105	72	10	12	2	850	27	≥50	} ЧМТУ 1318—65
—	—	(60)	(6)	(9)	—	850	25	≥65	
—	—	(60)	(8)	12	—	850	27	≥50	ЧМТУ
(3,3—3,6)	100—120	75—80	6—12	8—12	—	900	25	≥40	} ЧМТУ 1318—65
—	(58)	—	(7)	(9)	—	900	22	≥70	
—	(58)	—	(8)	(12)	—	900	25	≥40	ЧМТУ
(3,25—3,6)	—	—	—	—	—	—	—	—	1317—65
—	(60)	—	(6)	(8)	—	900	26	≥50	ЧМТУ
—	(60)	—	(9)	(12)	—	900	26	≥50	1318—65
(3,3—3,6)	—	—	—	—	—	—	—	—	ЧМТУ
—	(50)	—	(6)	(8)	—	940	22	≥40	1318—65
—	(50)	—	(6)	(9)	—	940	22	≥40	ЧМТУ
(3,4—3,8)	—	—	—	—	—	850	27	≥50	} ЧМТУ 1318—65
—	(60)	—	(6)	(9)	—	850	25	≥65	
(3,25—3,6)	110—125	75—85	12—25	15—25	3,5	900	22	≥50	} ЧМТУ 1318—65
—	(58)	—	(6)	(9)	—	—	—	—	
—	(58)	—	(8)	(12)	—	900	22	≥50	ЧМТУ
—	—	—	—	—	—	—	—	—	1317—65

Марка по ГОСТу	Заводская марка сплава	Термическая обработка	Температура, °С
ХН56ВМКЮ	ЭП109	Нагрев при $1220 \pm 10^\circ \text{C}$, 4—6 ч, охлаждение на воздухе + старение при $950 \pm 25^\circ \text{C}$, воздух	20 900 900
ХН58ВМКЮР	ЭП238	Нагрев при $1220 \pm 10^\circ \text{C}$, 4 ч, охлаждение на воздухе + старение при $950 \pm 25^\circ \text{C}$, 8 ч, воздух	20 950
	ЭИ766	Нагрев при 1150°C , 5—8 ч, охлаждение на воздухе + старение при 925°C , 10 ч, воздух	20
ХН73МБТЮ	ЭИ698	Нагрев при $1120 \pm 10^\circ \text{C}$, 8 ч, охлаждение на воздухе + $1000 \pm 10^\circ \text{C}$, 4 ч, на воздухе + старение при 775°C , 13—25 ч, воздух	20
	ЭИ698ВД	То же*2	*4
ХН60МЮБТ	ЭП539	Нагрев при $1210 \pm 10^\circ \text{C}$, 2 ч, охлаждение на воздухе + 1050°C , 4 ч, охлаждение на воздухе + старение при $800 \pm 10^\circ \text{C}$, 16 ч, охлаждение на воздухе	20 850
ХН80ТБЮ	ЭИ607	Закалка $1100 \pm 10^\circ \text{C}$, 5 ч, вода, ступенчатое старение: 1) 1000°C , 2 ч, охлаждение с печью до 900°C , 1 ч, охлаждение с печью до 800°C 2 ч, воздух; 2) 750°C , 20 ч, воздух; 3) 650°C , 48 ч, воздух	20
ХН80ТБЮА	ЭИ607А]	То же, но 48 ч при 700°C	20
ХН67ВМТЮ	ЭИ445	Закалка с 1200°C , воздух + старение при 850°C , 15 ч, воздух	20
ХН70ВМЮТ	ЭИ765	Закалка с 1150°C , масло + старение при 800°C , 24 ч	20
	ЭП487	Закалка с $1130 \pm 10^\circ \text{C}$, 2,5 ч, воздух + старение при 850°C , 3 ч, воздух (пруток)	20 750
	ЭП487	То же, поковки	20
	ЭП487	То же, лист	20
			800

Кратковременные испытания						Длительная прочность по ТУ			ГОСТ или ТУ
H/B ($\sigma_{отп. мм}$)	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_K кг·м/см ²	t , °C	σ кг/мм ²	τ , ч	
(3,2—3,5)	—	—	—	—	—	—	—	—	—
—	(65)	—	(3)	(7)	—	900	27	≥ 50	ЧМТУ 1318—65
—	(65)	—	(4)	(8)	—	900	27	≥ 50	ЧМТУ 1317—65
(3,25—3,5)	—	—	—	—	—	—	—	—	СТУ
—	(50)	—	(4)	(8)	—	940	22	≥ 50	
(3,3—3,8)	(97)	(60)	(10)	(10)	(2,0)	600	76	≥ 100	СТУ
						800	32	≥ 75	7026—58
(3,3—3,6)	(115)	(72)	(16)	(18)	(4)	750	37	≥ 100	ЧМТУ ЦНИИЧМ 1247—64
(3,30—3,60)	(115)	(72)	(17)	(19)	(5)	750	40	≥ 50	ЧМТУ ЦНИИЧМ 1247—64
(3,3—3,6)	100—120	75—80	6—12	8—12	—	—	—	—	ЧМТУ
—	(65)	—	(7)	(10)	—	900	20	≥ 50	ЦНИИЧМ 1360—65
—	95	65	18	22	7	—	—	—	ЧМТУ ЦНИИЧМ 37—58
—	85	45	26	30	7	—	—	—	ЧМТУ ЦНИИЧМ 37—58
—	100—110	55—75	20—30	20—30	6—12	—	—	—	—
(277—302)	105	60	20	25	8	—	—	—	—
—	115	75	25	23	3,5—4,5	—	—	—	ЧМТУ
—	101	67	23	23	—	—	—	—	ЦНИИЧМ 1341—65
—	103	73	10	10	2,0—3,5	—	—	—	и СТУ 126—68 То же
—	117	78	20	15	3,2—4,5	—	—	—	» »
—	88	75	22	30	—	—	—	—	» »

Марка по ГОСТу	Заводская марка сплава	Термическая обработка	Температура °С
ХН67ВМТЮ	ЭП202	Закалка с 1150—1170° С, 5 ч, охлаждение на воздухе + старение при 850° С, 10 ч, воздух (прутки, поковки)	20 700 800 850
	ЭИ869	Закалка с 1090° С, 6 ч, вода + ступенчатое старение: а — 1000° С, 2 ч, охлаждение с печью до 900° С, 1 ч, охлаждение с печью до 800° С, 2 ч, воздух; б — 750° С, 20 ч, воздух; в — 700° С; 48 ч, воздух	20
	ЭИ893	Закалка 1160—1180° С, 2 ч, воздух + старение 780—800° С, 12 ч, воздух	20 750

Примечание. В скобках приведены значения свойств, требуемые ТУ.

*¹ Первая группа массой до 150 кг. *² Вторая группа массой от 151 до 250 кг и диаметры. *⁴ Для получения высоких прочностных характеристик старение при 775 ±

Никельхромтитанистые сплавы марок ХН77ТЮ (ЭИ437, ЭИ437А) и ХН77ТЮР (ЭИ437Б)

Сплавы указанных марок применяют для изготовления рабочих лопаток, турбинных дисков, колец и других деталей газовых турбин, работающих при 600—750° С. Сплав ЭИ437А отличается от сплава ЭИ437 суженными пределами химического состава, а сплав ЭИ437Б (ЭИ650) — присадкой бора в количестве 0,005—0,008% [5, 46].

Сплав ЭИ437БУ имеет еще более суженный состав, а сплав ЭИ437БУВД выплавляется в вакуумно-дуговых печах.

Сплавы марок ЭИ437 и ЭИ437А (ХН77ТЮ) относятся к дисперсионно твердеющим, упрочнение которых связано с выделением интерметаллидной γ' -фазы.

После закалки на γ -твердый раствор сплав ЭИ437А имеет невысокие прочностные свойства и очень высокие пластичность и ударную вязкость (табл. 90).

После обработки, указанной в табл. 90, сплав ЭИ437А иногда применяют в деталях, соединяемых различными видами сварки. Высокая пластичность позволяет производить профилировку, гибку и глубокую штамповку.

Кратковременные испытания						Длительная прочность по ТУ			ГОСТ или ТУ
H_B (d отп., мм)	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_K кг·м/см ²	t , °C	σ кг/мм ²	τ , ч	
—	95	56	16	18	4—8	—	—	—	ЧМТУ ЦНИИЧМ 1303, 1304, 1305—65, 1104—64
—	85	50	16	16	5—9	—	—	—	
—	70	50	12	15	5—9	—	—	—	
—	50	48	13	20	6—10	—	—	—	
—	95	55	24	28	10	—	—	—	ЧМТУ ЦНИИЧМ 37—58
—	90	60	15	20	7	—	—	—	ЧМТУ ЦНИИЧМ 134—59
—	55	—	8	12	—	—	—	—	

тром до 700 мм. *³ При эпизодическом контроле допускается для групп первой и второй 10° С, 16 ч, воздух + 700 ± 10° С, 16 ч, воздух.

ТАБЛИЦА 90. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭИ437А
ПОСЛЕ РАЗЛИЧНОЙ ОБРАБОТКИ

Закалка	Старение	σ_b кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ %	ψ %	a_K кг·м/см ² × м/см ²
<i>Прутки</i>						
1200° С, 1 ч, вода	Без старения	66	29	56	59	22,7
	700° С, 16 ч	107	66	34	36	16,5
1100° С, 1 ч, вода	Без старения	76	32	57	65	27,3
	700° С, 16 ч	106	70	35	48	16,7
1050° С, 1 ч, вода	Без старения	78	34	45	50	35,0
	700° С, 16 ч	110	72	35	45	14,0
1080° С, 8 ч, воздух	Без старения	—	—	—	—	—
	700° С, 16 ч	110	75	32	42	14,3
<i>Лист толщиной 1,5 мм</i>						
1080° С, 3 мин, воздух	Без старения	78—80	36	50	—	—
	750° С, 5 ч	110	—	30	—	12*

* Глубина лунки по Эриксену. мм.

Во избежание упрочнения вследствие старения листы из сплавов ЭИ437 и ЭИ437А подвергают быстрому охлаждению в струе воздуха или в воде с 1080—1120° С после выдержки их при температурах закалки в течение 1—2 мин на каждый миллиметр толщины листа.

Для повышения предела прочности и жаропрочности детали из листа подвергают старению при 700—750° С в течение 5—16 ч с охлаждением на воздухе (табл. 90).

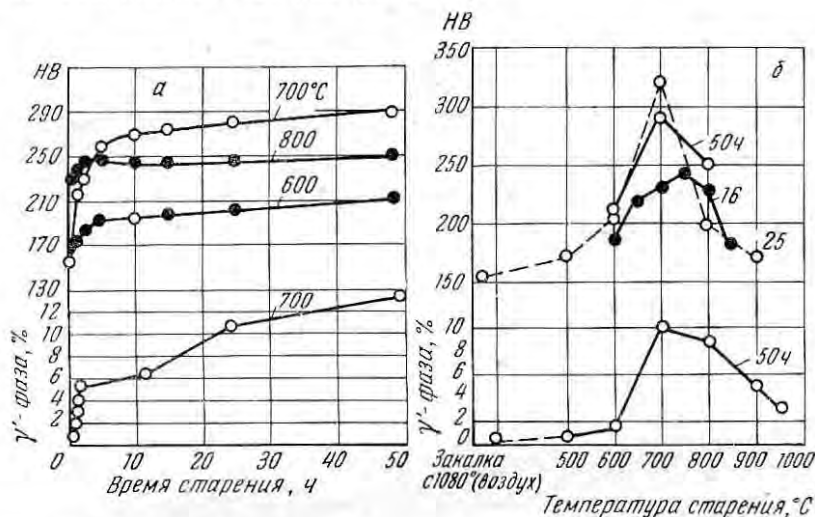


Рис. 230. Влияние длительности (а) и температуры старения (б) на изменение твердости сплава ЭИ437 и количества γ' -фазы. Исходное состояние — закалка с 1080° С, 8 ч, охлаждение на воздухе

При 800° С и выше с увеличением длительности старения сначала происходит упрочнение, а затем разупрочнение (рис. 230).

В начальный период старения, по-видимому, образуются области твердого раствора, обогащенные легирующими элементами и когерентно связанные с маточной фазой, вследствие чего увеличивается электросопротивление [5]. В процессе дальнейшего старения когерентная связь между упрочняющей фазой и основным твердым раствором постепенно нарушается и электросопротивление падает. При температурах выше 800° С и длительных выдержках наблюдается укрупнение частиц γ' -фазы (рис. 231) и при ~870° С она полностью переходит в твердый раствор. Одновременно в случае длительных выдержек (1000 ч) при 800° С начинает выделяться другая фаза игольчатой (пластинчатой) формы типа Ni_3Ti с гексагональной решеткой (η -фаза).

Кроме упрочняющих фаз γ' [$Ni_3(TiAl)$] и η , в никельхромистом сплаве в зависимости от условий предшествующей обработки при очень высоких температурах выделяются карбид Cr_7C_3

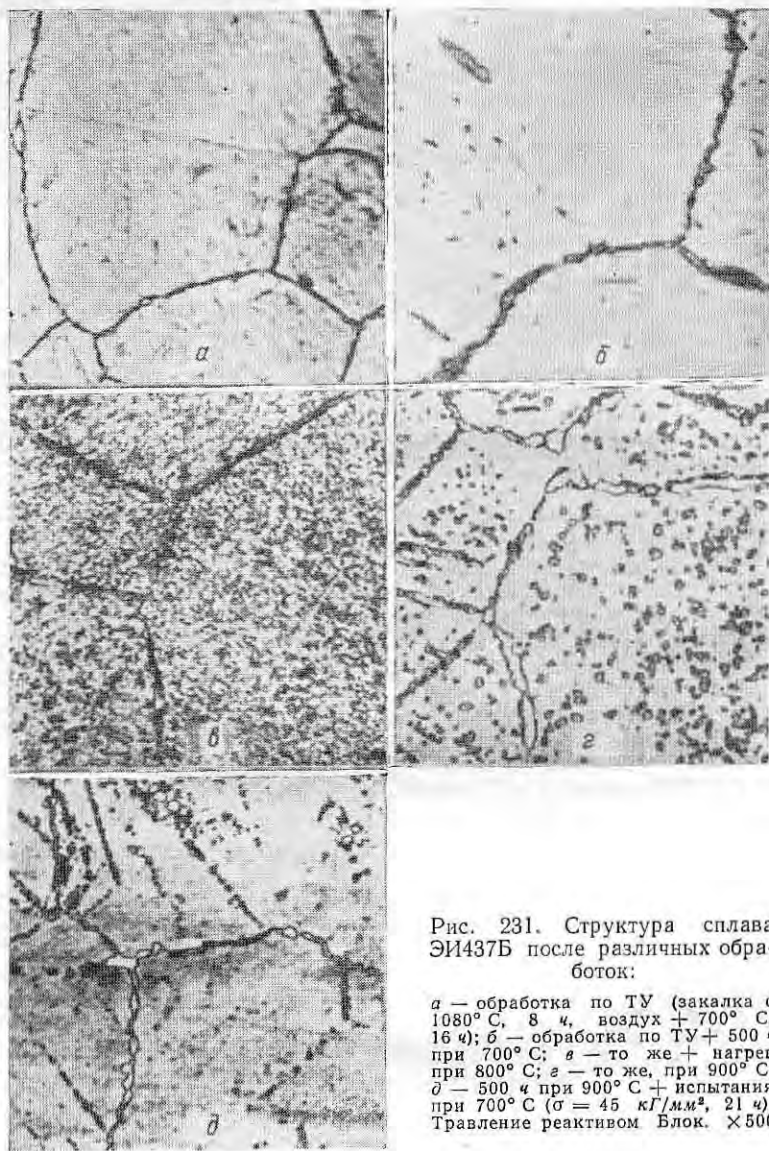


Рис. 231. Структура сплава ЭИ437Б после различных обработок:

a — обработка по ТУ (закалка с 1080°C , 8 ч, воздух $+700^{\circ}\text{C}$, 16 ч); *б* — обработка по ТУ + 500 ч при 700°C ; *в* — то же + нагрев при 800°C ; *г* — то же, при 900°C ; *д* — 500 ч при 900°C + испытания при 700°C ($\sigma = 45 \text{ кг/мм}^2$, 21 ч). Травление реактивом Блок. $\times 500$

и при пониженных — карбид Cr_{23}C_6 , а также карбонитриды титана $\text{Ti}(\text{CN})$ с промежуточными параметрами решетки. Приложенные напряжения способствуют выпадению и огрублению частиц.

В работе [235] изучено влияние старения на структурные превращения и фазовый состав сплава ЭИ437Б при продолжительности испытания до 10 000 ч и установлена температурная временная зависимость появления γ' -фазы и зон предвыделения

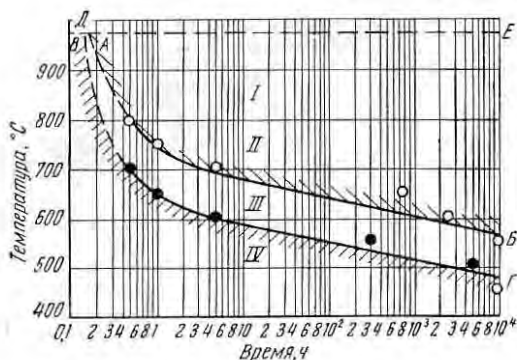


Рис. 232. Диаграмма структурного состояния сплава ЭИ437Б на различных стадиях старения:

I — обособление и коагуляция стабильной γ' -фазы типа $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$; *II* — распад зон предвыделения у границ зерен с образованием γ' -фазы; *III* — заключительная стадия инкубационного периода — образование зон предвыделения γ' -фазы; *IV* — ранние стадии инкубационного периода

Большое влияние на механические свойства и длительную прочность сплава ЭИ437 оказывает температура закалки. Предел прочности при комнатной температуре и при 700°C с повышением температуры закалки снижается, а показатели пластичности повышаются (рис. 233).

Наиболее высокая длительная прочность при $600\text{--}800^\circ\text{C}$ достигается после закалки с 1080°C и старения при 700°C в течение 16 ч.

При пониженных температурах испытания ($500\text{--}600^\circ\text{C}$) лучшие значения длительной прочности получаются после закалки при 1000°C и старения 16 ч при $700\text{--}750^\circ\text{C}$ [46, 51].

При закалке с $1150\text{--}1200^\circ\text{C}$ наиболее высокая длительная прочность при $700\text{--}750^\circ\text{C}$ достигается тогда, когда проводят промежуточный нагрев в течение 24 ч при 1000°C , способствующий коагуляции карбидных частиц по границам зерен и в зернах, с 16-ч старением при $700\text{--}750^\circ\text{C}$.

Скорости охлаждения при закалке также оказывают влияние на структуру и свойства сплава ЭИ437Б (см. рис. 222).

этой фазы (рис. 232). Кривая *AB* определяет начало обособления γ' -фазы типа $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$, т. е. появление некогерентных с маточным раствором частиц. Кривая *BГ* характеризует начало появления в приграничных областях зерен, видимых под микроскопом ($\times 18\,000$), зон предвыделения, распадающихся в процессе старения с образованием γ' -фазы.

Различия в концентрации легирующих элементов в приграничных зонах служат причиной различия в кинетике выделения γ' -фазы во времени.

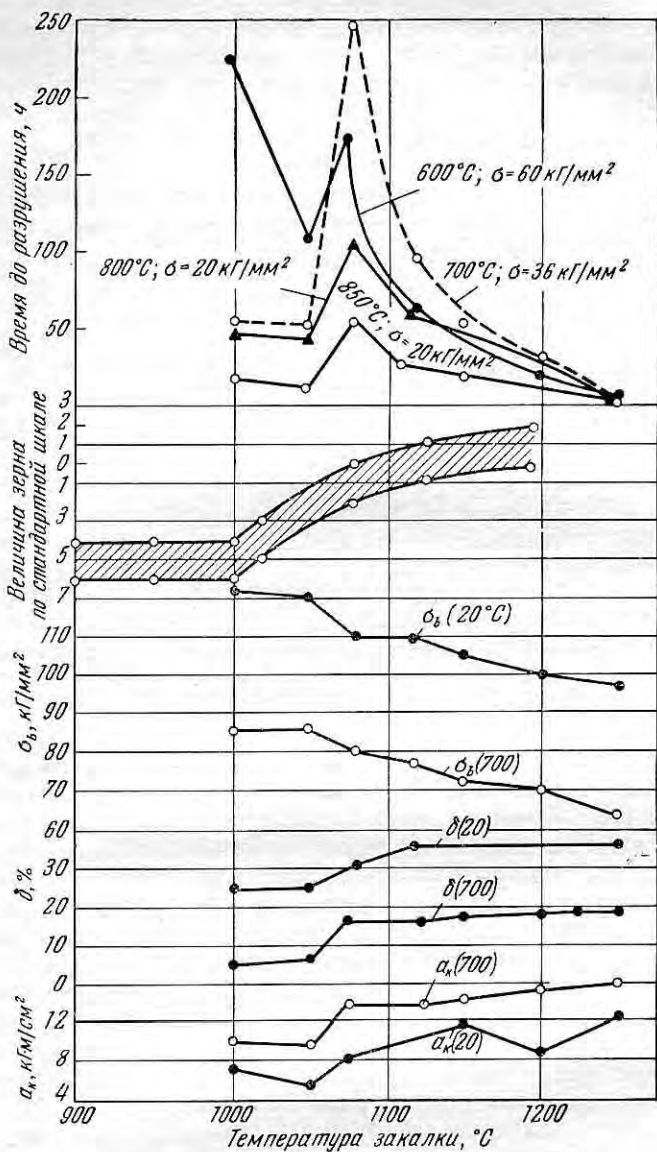


Рис. 233. Влияние температуры закалки на механические свойства, величину зерна и длительную прочность сплава ЭИ437А

При охлаждении крупных изделий в воде или деталей малого размера на воздухе распада твердого раствора не наблюдается. После медленного охлаждения с печью или в случае деталей большой массы структура сплава становится явно гетерогенной.

При медленном или замедленном охлаждении с температуры закалки материал приобретает высокую твердость (280 *HV*) и свойства состаренного материала.

О переходе интерметаллидных фаз в твердый раствор при нагреве под закалку можно судить по изменению дилатометрических кривых, а также кривых электросопротивления, твердости и по результатам фазового анализа.

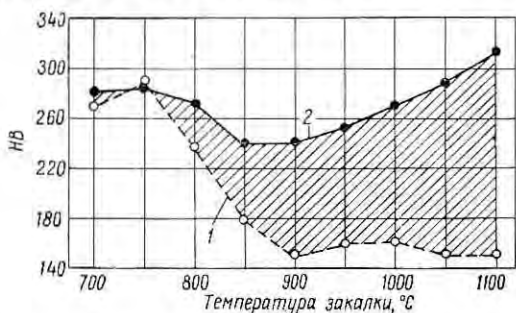


Рис. 234. Влияние температуры закалки (1) и температуры закалки со старением при 700° С в течение 16 ч (2) на твердость сплава ЭИ437, предварительно обработанного по ТУ

На рис. 234 показано изменение твердости предварительно состаренного сплава ЭИ437 в зависимости от температуры нагрева под закалку.

Как видно из рисунка, твердость только закаленного сплава с повышением температуры нагрева под закалку уменьшается, а твердость сплава, закаленного и состаренного, сначала несколько падает, а затем увеличивается. Однако во всех случаях после закалки и старения твердость не падает ниже 240 *HV*. Заштрихованная часть диаграммы указывает на приращение твердости вследствие последующего старения при 700° С. Если упрочнение при 700° С связывать с образованием γ' -фазы, то можно сделать вывод, что переход частиц γ' -фазы в твердый раствор происходит и при более низких температурах. Об этом свидетельствуют данные интерметаллидного анализа. Длительный нагрев сплава ЭИ437 (до 1000 ч) при 800° С практически не изменяет количества интерметаллидной фазы, которое составляет 11—12% от массы металла. После нагрева при 900° С оно равно 7,5%, а после 100-ч нагрева при 950° С — всего 3%. Отмечено, что количество хрома в осадке после длительных выдержек при 950° С увеличивается, а наряду с γ' -фазой в осадке присутствует и η -фаза.

Из рис. 234 следует одна характерная особенность сплава ЭИ437. Если сплав, состаренный при 700°C , нагреть до более высокой температуры (800 или 900°C), то происходит значительное разупрочнение материала. Однако при последующем нагреве до 700°C свойства практически полностью восстанавливаются, т. е. происходит как бы их возврат. Свойства сплава марок ЭИ437 и ЭИ437А рассмотрены в работах [3, 46, 14, 5, 93, 48, 91, 221].

Сплав марки ЭИ437Б представляет модификацию сплавов ЭИ437 и ЭИ437А и отличается от последнего присадкой $0,005\text{--}0,008\%$ В [46; 135, с. 37]. Свойства сплава типа ЭИ437Б изучали многие исследователи [346; 14; 5; 135, с. 37; 94; 229—234; 225; 68, с. 232].

Введение малых добавок бора увеличивает длительную прочность. По данным Д. Е. Лившиц, наиболее высокая стойкость до разрушения при 700°C и $\sigma = 40 \text{ кг/мм}^2$ получается при введении $\sim 0,015\%$ В. Но так как при этом количестве бора затрудняется горячая обработка давлением, приняты его присадки в количестве $0,005\text{--}0,008\%$.

Наряду с более высокой жаропрочностью сплав ЭИ437Б имеет и высокие пластические свойства при повышенных температурах по сравнению со сплавом ЭИ437. На ряде образцов отмечено изменение характера разрушения при длительных испытаниях: вместо межкристаллитного излома часто наблюдается внутрикристаллический. Это означает, что присадка $0,008\%$ В устраняет пограничную хрупкость и позволяет более полно использовать пластические свойства всего объема металла.

Изучение материала турбинных дисков из сплава ЭИ437Б до и после их эксплуатации, выполненное Д. Я. Каган, позволило установить, что прочностные свойства (σ_b и $\sigma_{0,2}$) сравнительно мало изменяются в процессе эксплуатации, а пластичность и ударная вязкость в значительной степени снижаются (табл. 91, 92).

Данные о длительной прочности, полученные при $550\text{--}650^{\circ}\text{C}$, свидетельствуют о том, что материал в процессе эксплуатации упрочняется и нечувствителен к надрезу. Испытания при 750°C также показали малую чувствительность к надрезу.

В работе [46] подробно рассматриваются условия, способствующие образованию микронадрывов и трещин при испытании образцов на длительную прочность.

Опыт эксплуатации лопаток и турбинных дисков показал, что детали растрескиваются в тех местах, где температура и напряжения более высокие. В частности, были случаи растрескивания у основания замка при работе дисков в условиях перегрева и действия теплосмен. На других объектах диски газовых турбин вполне удовлетворительно работали в течение длительного времени (6000 ч и более).

Удаление наклепанного слоя и заполировка по радиусу улучшают стойкость турбинных дисков против растрескивания.

ТАБЛИЦА 91. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЕТАЛЕЙ ИЗ СПЛАВА ЭИ437Б ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Диск	Продолжительность работы детали, ч	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг·м/см ²	НВ
А	0	118	75	24	31	7,3	285
	100	95	67	15	16	2,5	~277
Б	0	115	77	21	22	4,1	~302
	248	105	73	13	13	2,17	~293
В	0	106	64	20	24	4,7	285
	637	103	72	15	15	2,35	~293
Г	0	98	72	16	19	3,05	269
	100	96	68	10	13	1,9	277

ТАБЛИЦА 92. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ σ_{100} , кг/мм², ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА ЭИ437Б ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Образец	Условия испытания	Длительная прочность σ_{100} , кг/мм ² , при температурах, °С		
		750	650	550
Гладкий С надрезом	До работы	30,5/34 *	60/62	82/88
		28/32	61/—	90/—
Гладкий С надрезом	После работы	32/34	62/—	87/88
		32/35	70/—	90/100

* В числителе и знаменателе — данные для двух различных образцов.

Приведенные на рис. 54 кривые зависимости между напряжением и временем до разрушения образцов и временем, вызывающим появление на образцах первых трещин, иногда называют кривыми повреждаемости. При расчете деталей нельзя допускать напряжений и температур, превышающих значения, отвечающие кривым повреждаемости.

Сплав ЭИ437Б обладает высоким сопротивлением ползучести до 750° С и высокой длительной прочностью.

Испытания на усталость гладких образцов и образцов с надрезом показали, что имеется большая разница в пределах выносливости при комнатной и высоких температурах (см. рис. 76).

Сопоставляя пределы выносливости гладких образцов сплава

ЭИ437Б и других жаропрочных сплавов, применяемых для лопаток, следует отметить, что при 700° С сплав ЭИ437Б обладает высокой усталостной прочностью (см. рис. 76 и табл. 7).

Сплав ЭИ437Б при 800 и 900° С обладает достаточно высоким сопротивлением окислению и для него характерен затухающий процесс окисления. Исследования показывают, что при длительной выдержке при 1000° С и выше происходит существенное окисление в поверхностном слое.

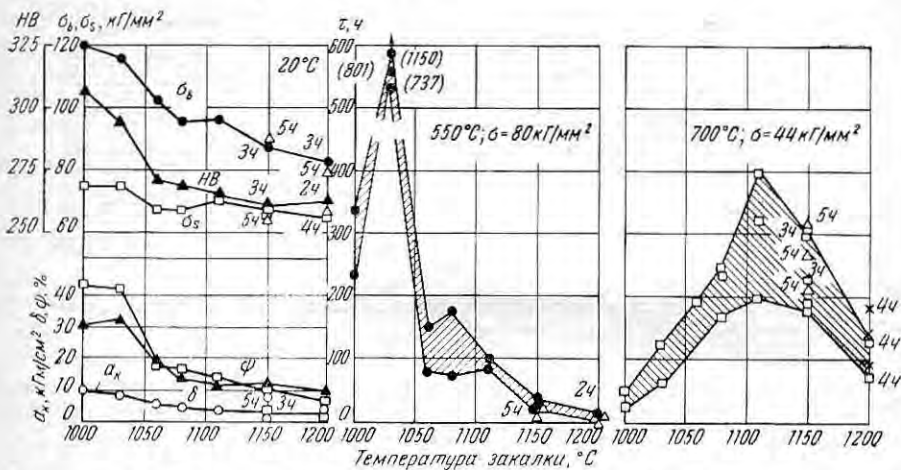


Рис. 235. Влияние температуры закалки с последующим старением на изменение механических свойств при 20° С и длительной прочности. Закалка с 1000—1120° С, 8 ч; с 1150° С, 3 и 5 ч; с 1200° С, 2 и 4 ч; охлаждение на воздухе, старение при 750° С, 16 ч, воздух

Испытание лопаток из сплава ЭИ437Б на двигателе полностью подтвердило высокие жаропрочные характеристики сплава при рабочих температурах не выше 750° С.

На рис. 235 и 237 показано влияние температуры закалки и скоростей охлаждения на изменение механических свойств и длительной прочности сплава ЭИ437Б, по данным Н. П. Полякова, Б. Г. Иванова, Г. З. Карлинской.

По длительной прочности сплав ЭИ437Б при высоких температурах значительно превосходит сплавы ЭИ437 и ЭИ437А (рис. 236). При температурах испытания 700 и 800° С 100-ч длительная прочность у сплава ЭИ437Б больше, чем у сплава ЭИ437, на 7—5 кг/мм². По сопротивлению ползучести сплав ЭИ437Б также имеет преимущество.

При сравнении длительной прочности образцов, взятых из прутков и дисков, отмечается большой разброс данных, причем тем больший, чем ниже температура испытания. Этот разброс связан с фактическим количеством титана в сплаве, которое в соответствии с маркой находится в пределах 2,2—2,8%.

При содержании в сплаве 2,3—2,5% Ti предел прочности при кратковременных испытаниях на растяжение составляет около 90 кг/мм², а при содержании ~2,6—2,8% Ti он выше 100 кг/мм² при достаточно высокой пластичности (табл. 93).

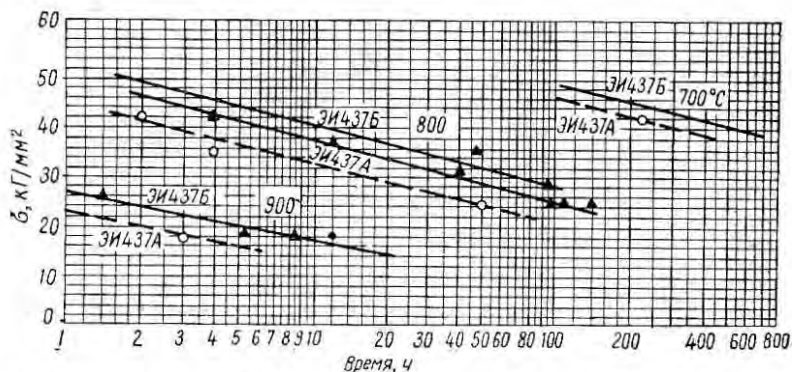


Рис. 236. Длительная прочность сплавов ЭИ437Б и ЭИ437А при 700, 800 и 900°С

На механические свойства при комнатной и повышенных температурах (500—600°С) оказывают сильное влияние разнотернистость сплава, что также служит причиной сильного разброса свойств (см. табл. 6).

ТАБЛИЦА 93. ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА НА СВОЙСТВА ШТАМПОВОК ИЗ СПЛАВА ЭИ437Б

Место вырезки (направление образца)	Кратковременный разрыв при 20°С						Длительная прочность				
	σ_B кг/мм ²	σ_S кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_K кг·м/см ²	НВ (d отп., мм)	t , °С	σ , кг/мм ²	τ , ч	δ , %	ψ , %
<i>Сплав с 0,82% Al и 2,7% Ti</i>											
Обод:											
хордовое	113	75	23	21	6,8	3,55	650	60	221	4,6	5,5
радиальное	114	72	29	28	—	—	750	35	105	3,7	2,4
Полотно:											
хордовое	113	74	24	22	—	—	550	72	266	13	—
радиальное	114	73	27	24	—	—	550	70	222	—	—
<i>Сплав с 0,7% Al и 2,3% Ti</i>											
Обод:											
хордовое	93	65	15	16	—	3,72	650	60	94	6,6	7,4
радиальное	94	63	16	20	—	3,72	750	35	69	6,0	7,6
Полотно:											
хордовое	92	62	18	17	3,2	3,72	650	56	250	7,5	8,5

Наилучшие свойства деталей для работы их до 550°C обеспечиваются при закалке с 1000°C , а для работы при $650\text{--}750^{\circ}\text{C}$ — с 1080°C при длительности нагрева 8 ч. При нагреве в интервале рабочих температур в сплаве происходят структурные изменения, связанные с выделением, растворением γ' -фазы и ее коагуляцией и оказывающие влияние на механические свойства (рис. 238).

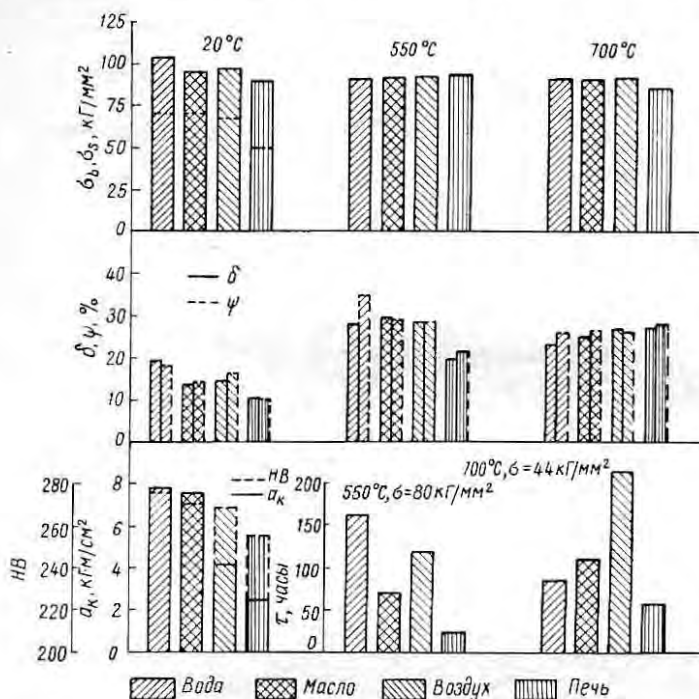


Рис. 237. Влияние скоростей охлаждения сплава ЭИ437Б после нагрева на 1080°C на механические свойства и длительную прочность (Н. П. Поляков с сотр.). Режим старения после закалки: 750°C , 16 ч, охлаждение на воздухе

При отсутствии нагрузки нагрев в области $550\text{--}650^{\circ}\text{C}$ способствует упрочнению сплава и понижению пластических свойств, а нагрев при 750°C мало изменяет свойства. При более высоких температурах нагрева происходит разупрочнение сплава. При испытании под нагрузкой при $550\text{--}650$ и 750°C , а также в первые часы испытания (до 40—50 ч) сплав нечувствителен к концентраторам напряжений (надрезу), а при более длительных испытаниях чувствительность к надрезу заметна (рис. 239).

Сплав ЭИ437Б хорошо сваривается методом электрошлаковой сварки при использовании флюса АНФ-7. Бор, титан и алюминий

при сварке не выгорают. В околошовной зоне наблюдается заметный рост зерна [258]. Свойства сварных соединений приведены в табл. 94.

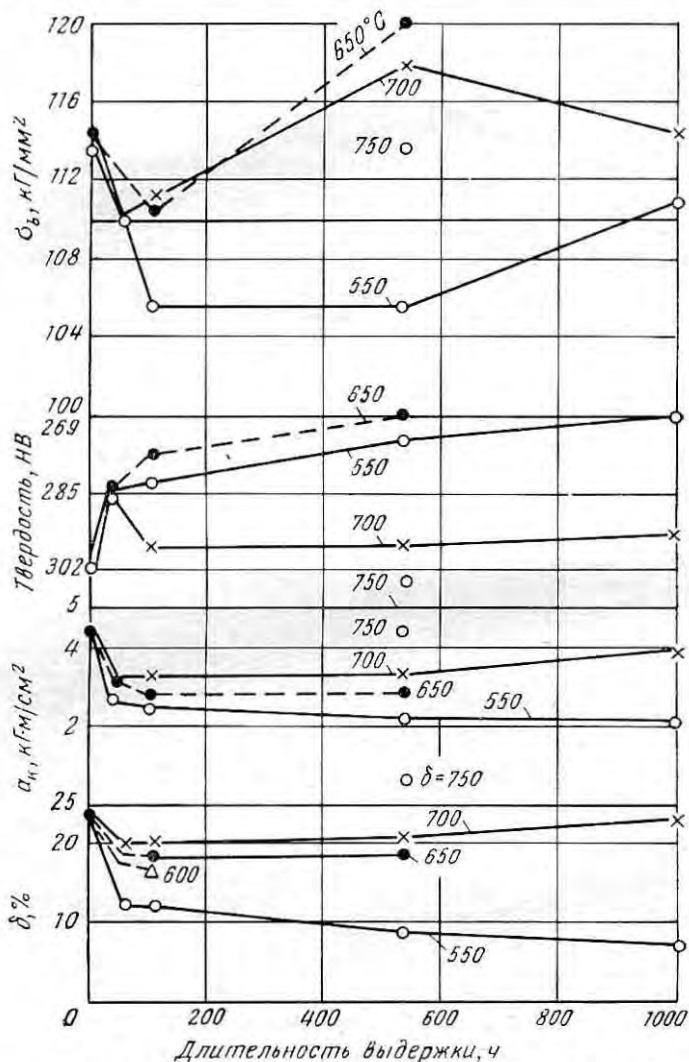


Рис. 238. Влияние длительности нагрева при 550—750° С на механические свойства сплава ЭИ437Б

Влияние метода выплавки (ЭД, ВДП и ЭШП) на свойства, структуру и фазовый состав подробно рассмотрено в работе [236].

За исключением более высокой технологической пластичности, большой разницы в свойствах не обнаружено. Зависимости изме-

нения пределов длительной прочности с температурой испытания сплава ЭИ437Б приведены на рис. 1, 2, 5, другие характеристики — на рис. 13, 15, 17, 34, 36, 76, 82, 222, 226.

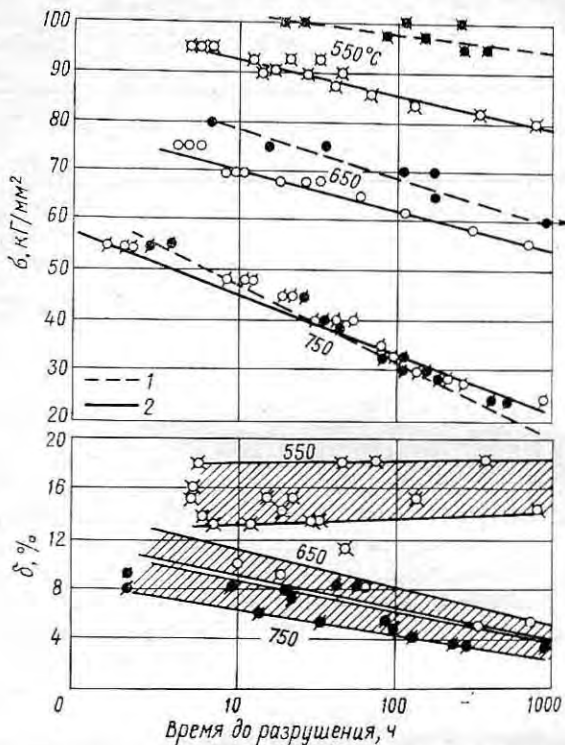


Рис. 239. Длительная прочность и пластичность сплава ЭИ437Б при 550, 650, 750° С:

1 — гладкие образцы; 2 — образцы с надрезом

ТАБЛИЦА 94. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВА И СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

Образцы и состояние	Температура испытания °С	Механические свойства					Разрушение
		σ_b кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	σ , %	ψ , %	a_K кг·м/см ²	
Металл шва . . .	20	68	37	41	28	22	—
	700	50	25	46	51	—	—
То же, после закалки и старения	20	76	58	18	14	6,6	—
	700	67	51	18	25	—	—

Образцы и состояние	Температура испытания °С	Механические свойства					Разрушение
		σ_B кг/мм ²	σ_S кг/мм ²	σ , %	Ψ , %	σ_K кг/мм ²	
Сварное соедине- ние *	20	67	—	44	—	—	По шву
То же, после закал- ки и старения **	20	80	—	17	—	—	По основно- му металлу

* Разрушение по шву. ** Разрушение по основному металлу.

Сплав ХН70ВМТЮ (ЭИ617) *

Сплав ЭИ617 имеет более высокие жаропрочные свойства по сравнению со сплавом ЭИ437Б, что достигается совместным легированием никельхромистого твердого раствора элементами-упрочнителями — титаном и алюминием, тугоплавкими элементами — вольфрамом и молибденом и небольшим количеством бора. Присадка этих элементов интенсивно действует на развитие процессов дисперсионного твердения вследствие образования большого количества упрочняющей интерметаллидной γ' -фазы. Ванадий, присаживаемый в количестве 0,3—0,5%, не улучшает жаропрочности, но способствует лучшей ковкости сплава.

При охлаждении сплава с 1200 и 1050° С на воздухе происходит распад твердого раствора с образованием γ' -фазы, и поэтому между состаренным сплавом и непосредственно охлажденным на воздухе нет большой разницы. При охлаждении в воде твердость сплава ЭИ617 на 80—100 НВ меньше, чем при охлаждении на воздухе (см. рис. 222).

Самый низкий уровень жаропрочных свойств наблюдается в случае применения только одной закалки с 1200° С, особенно при длительных испытаниях при 700 и 800° С (рис. 240).

Применение второй закалки с 1050° С приводит к существенному изменению уровня жаропрочных свойств. При этом значительно повышаются пластические свойства как при кратковременном, так и при длительном разрыве (рис. 241) [135, с. 37].

Самый высокий уровень жаропрочных свойств и наиболее стабильные свойства при 700 и 800° С достигаются при термической обработке, состоящей из двойной закалки и старения. В этом

* Сплав предложен Д. Е. Лившиц, Е. Ф. Трусовой, С. Т. Кишкиным, Ф. Ф. Химушиным и Н. Г. Скугаревым.

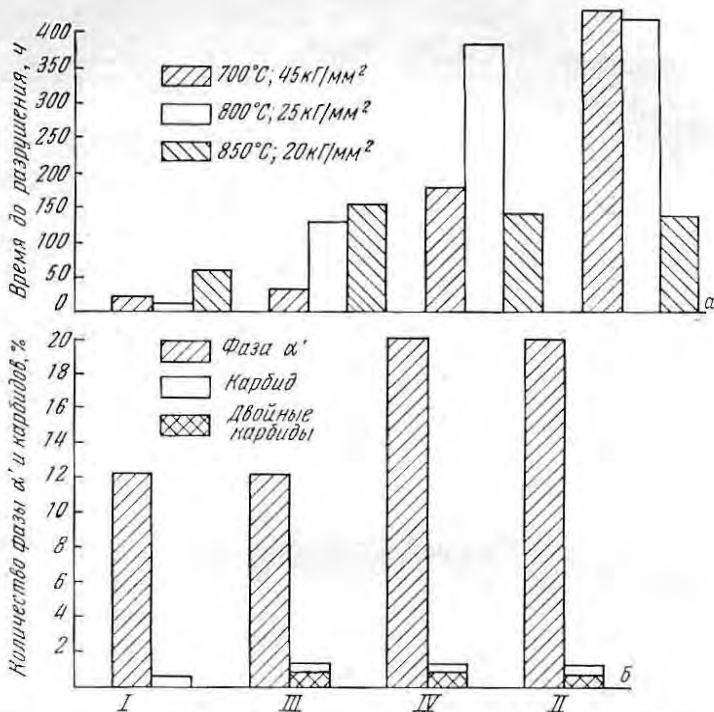


Рис. 240. Влияние термической обработки сплава ЭИ617 на длительную прочность (а) и количество γ' -фазы (б):

I — 1220° С, 2 ч, охлаждение на воздухе (обработка А); II — обработка А + 800° С, 16 ч; III — обработка А + 1050° С, 4 ч, охлаждение на воздухе; IV — обработка А + 1050° С, 4 ч, охлаждение на воздухе + 800° С, 16 ч

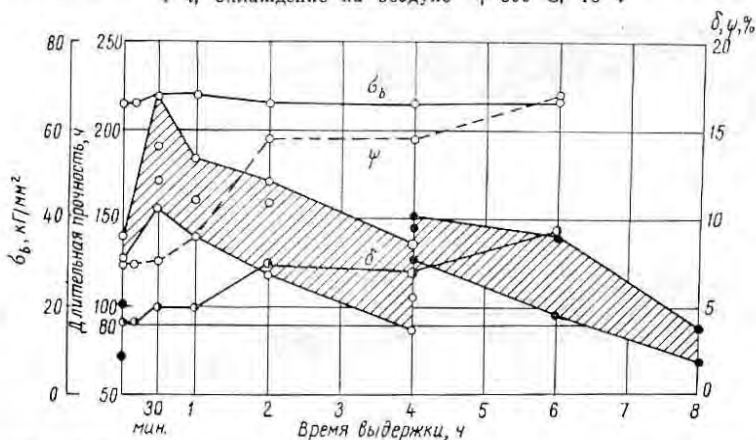


Рис. 241. Влияние продолжительности выдержки при температуре второй закалки с 1050° С на механические свойства и длительную прочность сплава ЭИ617 при 850° С и $\sigma=20$ кг/мм² (первая закалка и старение по ТУ; светлые и темные кружки — разные плавки)

случае время до разрушения при 700°C и $\sigma = 45 \text{ кг/мм}^2$, а также при 800°C и $\sigma = 25 \text{ кг/мм}^2$ составляет 140—420 ч, т. е. превышает в 100—300 раз свойства, полученные после одной закалки,

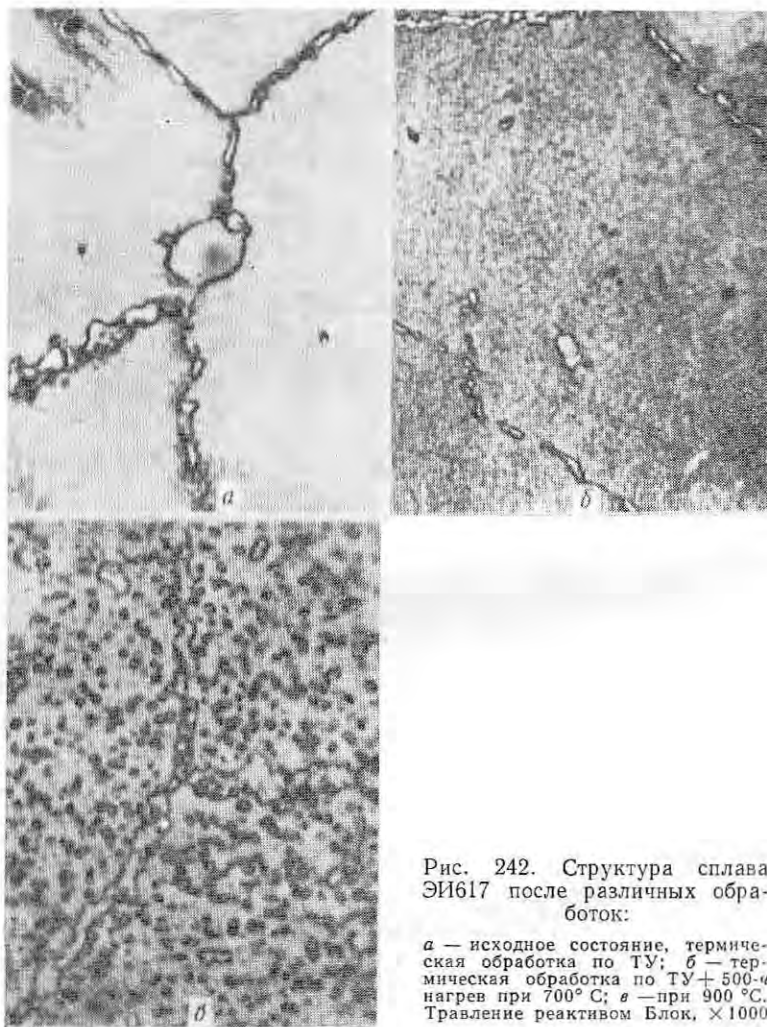


Рис. 242. Структура сплава ЭИ617 после различных обработок:

a — исходное состояние, термическая обработка по ТУ; *б* — термическая обработка по ТУ + 500-ч нагрев при 700°C ; *в* — при 900°C . Травление реактивом Блок, $\times 1000$

и в 20 раз — после одинарной закалки и старения. Старение сплава ЭИ617 при 800°C обеспечивает наилучшее сочетание свойств и способствует небольшому непрерывному упрочнению. Старение при более высоких температурах приводит к значительному разупрочнению сплава при длительной выдержке.

Упрочнение при старении в основном связано с образованием

интерметаллидной γ' -фазы с г. ц. к. решеткой, имеющей параметр 3,572—3,575 Å. Кроме того, в сплаве обнаружены карбиды Cr_{23}C_6 , TiC , двойные карбиды и борид Me_3B_2 . Выделения γ' -фазы в сплаве ЭИ617 после старения при 700° С очень дисперсны

При температурах старения 800° С и длительных выдержках наличие γ' -фазы выявляется металлографически и размер частиц после 16-ч выдержки составляет ~0,05 мкм, а после 200-ч увеличивается до 0,1 мкм. Старение при 900° С способствует разупрочнению сплава и размер частиц γ' -фазы после 200 ч увеличивается до 0,3—0,4 мкм. Микроструктура сплава ЭИ617 после различных обработок показана на рис. 242.

В процессе длительного старения фазовый состав сплава ЭИ617 изменяется, при этом сумма элементов, входящих в состав карбидов после 1000-ч выдержки, при 800° С равна 0,97%; после 10 000-ч выдержки при той же температуре 1,39%. Основным в этом сплаве является карбид хрома типа Me_{23}C_6 [237]. Карбид титана и двойной карбид присутствуют в очень малых количествах (количество титана, связанного в карбиды, составляет всего 0,10—0,13%). Сплав ЭИ617 сравнительно мало охрупчивается при увеличении длительности испытания (см. рис. 35).

Сплав ЭИ617 имеет достаточно высокую окалинстойкость.

В табл. 95, по данным ЦКТИ [237], приведены свойства сплава ЭИ617 при длительных испытаниях после двух режимов термической обработки. На рис. 229 даны диаграммы длительной прочности этого сплава.

ТАБЛИЦА 95. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА ЭИ617 ПРИ 800° С

Термическая обработка	σ кг/мм ²	t , ч	δ , %	ψ , %
Нагрев при 1200° С, 2 ч, охлаждение на воздухе + 1050° С, 4 ч, воздух + старение при 800° С, 8—10 ч, воздух	22	464	2,1	4,4
	18	1228	2,1	4,9
	16	2484	1,8	2,0
Нагрев при 1080° С, 6 ч, охлаждение на воздухе + 1000° С, 4 ч, воздух + старение при 900° С, 8 ч + старение при 850° С, 16 ч	22	191	2,6	6,2
	18	860	4,3	6,0
	16	1777	3,0	3,74

Кроме того, различные характеристики сплава ЭИ617 приведены на рис. 1—3, 6, 13—16, 17, 35, 60, 76, 78, 199, 228, 229 и описаны в работах [5; 135, с. 37; 234; 237].

Свойства металла, полученного вакуумной индукционной и вакуумно-дуговой плавкой, рассматриваются в работе [238].

Начиная с 1950 г. сплав широко применяется при изготовлении рабочих лопаток газовых турбин, а также роторов авиационных, морских и других двигателей.

В результате изучения влияния бора, алюминия и титана на свойства, а также технологических свойств сплавов типа ЭИ617 был разработан жаропрочный сплав без кобальта, обозначаемый ЭИ826 (ЭИ617АБ) [4; 5; 61, с. 25; 237; 239].

Согласно данным фазового анализа, в сплаве выделяется около 25% γ -фазы. Кроме того, в сплаве образуются карбиды титана типа TiC , карбиды хрома типа $Me_{23}C_6$ и Me_6C , а также боридная фаза y типа Me_3B_2 , количество которой изменяется в процессе старения. Карбидные фазы выделяются преимущественно по границам зерен с различной степенью коагуляции.

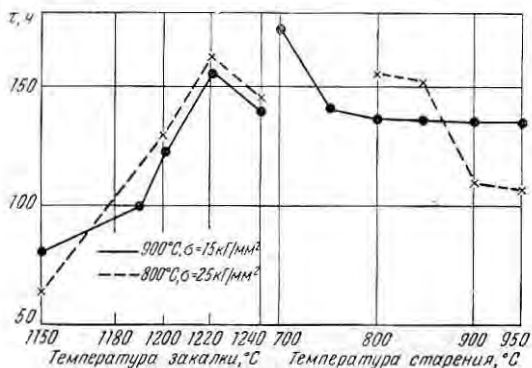


Рис. 243. Влияние температуры закалки и старения на длительную прочность сплава ЭИ826

После термической обработки сплав ЭИ826 имеет мелкозернистую структуру, мало чувствителен к теплосменам и достаточно хорошо сопротивляется усталости. Сплав применяют для лопаток газовых турбин, работающих при 800—850° С.

На рис. 243 показано влияние температуры закалки и старения на длительную прочность. После высокотемпературной закалки с 1210° С все образцы вторично закаливали с 1050° С на воздухе и подвергали старению в течение 16 ч при 800° С. В термически обработанном состоянии сплав имеет свойства, приведенные на рис. 1—3, 5, 6, 13, 14, 16, 17, 35, 76, 228, 244.

Сплав ЭИ826 обладает сравнительно высокими и достаточно стабильными механическими свойствами. Его пластические свойства (δ и ψ) при комнатной температуре равны 10—13%. С повышением температуры испытания до 500—600° С они увеличиваются, а затем падают, причем минимальные значения соответствуют

* Сплав предложен Е. Ф. Трусовой, Д. Е. Лившиц, А. В. Остапенко, А. А. Феединой и автором.

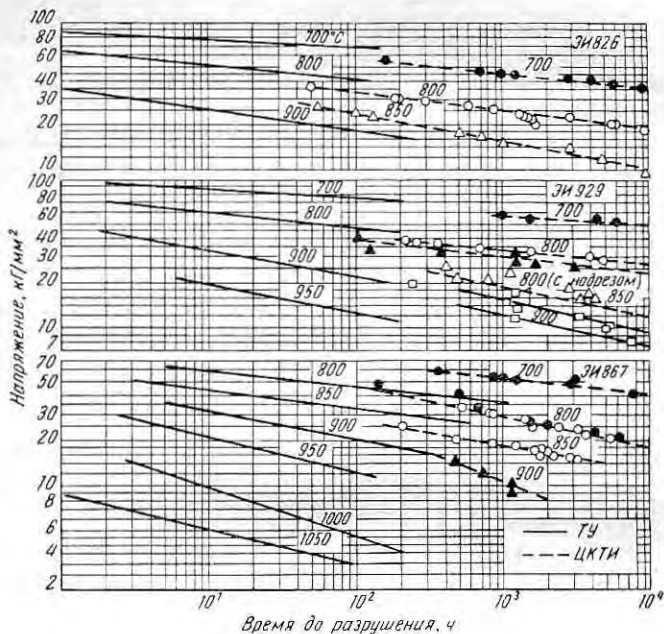


Рис. 244. Длительная прочность сплавов ЭИ826, ЭИ929 и ЭИ867 при различных температурах после термической обработки:

Сплав	Термическая обработка	Содержание ¹ , %						
		C	Cr	W	Mo	Al	Ti	Co
ЭИ826	Закалка с 1180° С, 6 ч, воздух, стабилизация при 1000° С, 4 ч, охлаждение с печью до 900° С, 8 ч, охлаждение с печью до 850° С, 15 ч, воздух	0,04	14,0	6,1	3,8	2,65	2,0	—
ЭИ929	Закалка с 1180° С, 6 ч, воздух, стабилизация при 1000° С, 8 ч, охлаждение с печью до 900° С, 8 ч, воздух	0,05	10	5,6	5,1	4,0	1,7	14,4
ЭИ867	Закалка с 1180° С, 8 ч, воздух, стабилизация при 1000° С, 8 ч, охлаждение с печью до 850° С, 15 ч, воздух	0,03	9,3	5,0	10	4,7	—	5,0

¹ Кроме указанных элементов, во все сплавы вводится бор.

700—800° С. При температурах, превышающих 900° С, пластичность материала резко возрастает и при 1000° С относительное удлинение становится равным 40%, а относительное сужение 45%, что связано с общим разупрочнением сплава.

На рис. 245, 246 показано влияние длительного нагрева на изменение механических свойств сплава ЭИ826 при комнатной и высоких температурах, а на рис. 244 и 247 — длительная прочность и сопротивление ползучести по данным [61, с. 25].

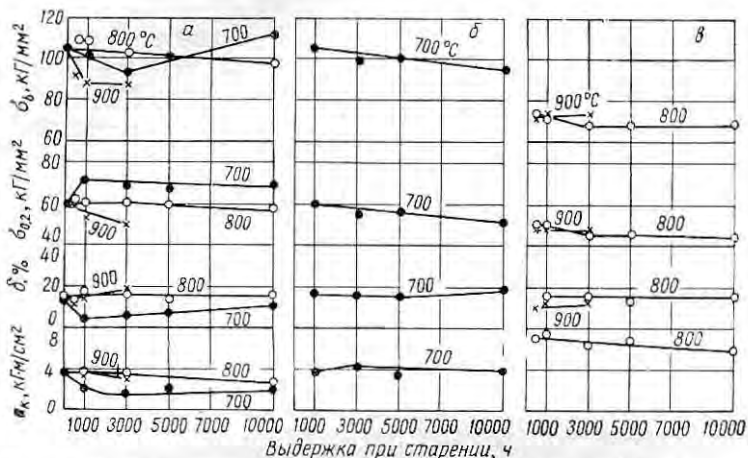


Рис. 245. Влияние длительности нагрева при 700—900° С на механические свойства сплава ЭИ826 (по данным ЦКТИ); температуры испытания:

а — комнатные; б — 700° С; в — 800° С

Для газотурбинных установок с длительным сроком службы ЦКТИ [61, с. 25] предложен ступенчатый режим термической обработки (см. рис. 245), обеспечивающий более равномерное распределение упрочняющей γ' -фазы. Образцы, обработанные по этому режиму, имеют несколько меньшую длительную прочность, но вполне достаточную пластичность при очень длительных испытаниях и меньшую чувствительность к концентрации напряжений (табл. 96).

Термическая обработка по ступенчатому режиму способствует образованию наряду с относительно крупными частицами γ' -фазы также и мелких дисперсных выделений ее, плохо различимых под микроскопом. Длительный нагрев порядка 5000—10 000 ч при 800° С ведет к дальнейшему укрупнению этих частиц; при 850 и 900° С это укрупнение происходит при меньших выдержках. Расстояние между частицами γ' -фазы в этом случае увеличивается с 0,1—0,2 до 2—2,5 мкм.

В результате длительного старения при температурах до 800° С включительно механические свойства и пластичность из-

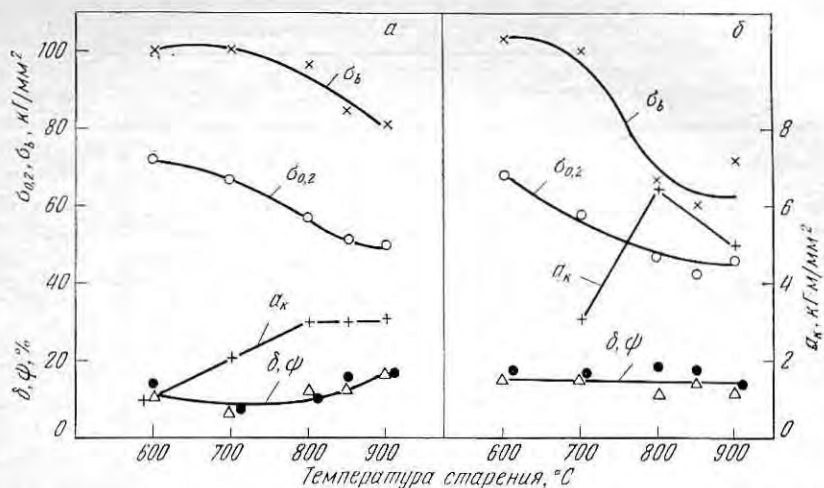


Рис. 246. Влияние 5000-ч старения при 600—800° С и 3000-ч при 900° С (ступенчатая обработка) на изменение механических свойств сплава ЭИ826 при 20° С (а) и при температурах, соответствующих температурам старения (б). Термическая обработка — ступенчатая (по данным ЦКТИ)

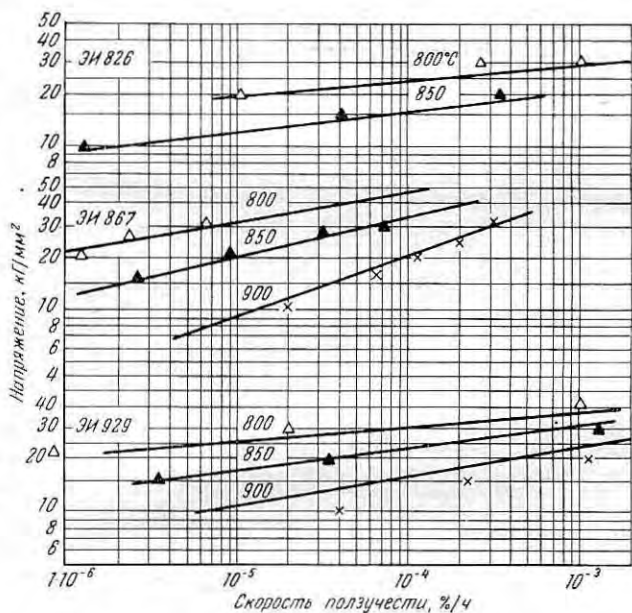


Рис. 247. Зависимость скоростей ползучести сплавов ЭИ826, ЭИ929, ЭИ867 от напряжения при высоких температурах

ТАБЛИЦА 96. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПРИ 700°С*

Термическая обработка	τ , ч	δ , %	ψ , %
Нагрев при 1210°С, 2 ч, охлаждение на воздухе + 1050°С, 4 ч, воздух + старение при 850°С, 16 ч, воздух	3446	0,93	2,24
Нагрев при 1180°С, 6 ч, охлаждение на воздухе + 1000°С, 4 ч, воздух + старение при 900°С, 8 ч, воздух + 850°С, 15 ч, воздух	1280	3,5	6,7

* $\sigma = 32 \text{ кг/мм}^2$.

меняются сравнительно мало (рис. 245), тогда как после длительного нагрева в условиях воздействия температуры и напряжения резко уменьшается пластичность, однако это уменьшение не очень сильное и вполне допустимо (см. рис. 35). Деформационная способность сплава (запас пластичности при формоизменении) зависит от скоростей деформации и температуры, что подробно освещено в работе [61, с. 25].

По сочетанию прочности, пластичности, термостойкости и окалинстойкости сплав ЭИ826 — лучший среди безкобальтовых. Сплав вполне удовлетворительно работает до 800°С и с перегревами до 850°С; используется для изготовления рабочих лопаток с продолжительностью службы до 1000 и 10 000—20 000 ч.

Сплав ЭП539

По сравнению с серийными сплавами ЭИ617 и ЭИ826 этот сплав (табл. 97 и 98) имеет более высокие жаропрочные свойства и более высокую окалинстойкость и потому рекомендуется вместо них для весьма тяжелых условий службы.

ТАБЛИЦА 97. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ ЭИ539, ЭИ617 И ЭИ826

Сплав	σ_{100} , кг/мм ² , при температуре, °С				
	700	800	850	900	950
ЭП539	65	37	27	17	10
ЭИ617	48	24—28	16—19	—	—
ЭИ826	58	35	24	15	—

Температура °С	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_K кг·м/см ²	Модуль упругости кг/мм ²	
						статиче- ский	динамиче- ский
20	115—130	75—80	12—15	14—18	2,5—3,5	20 450	22 160
700	95—115	—	12—16	14—16	—	—	17 340
800	85—95	65—70	12—16	14—17	—	15 500	16 540
850	70—75	60—65	12—16	14—17	4,5	—	—
900	55—60	60	15—17	18—21	—	13 800	15 390

* Пруток диаметром 35 мм.

Сплав ЭИ929*

Сплав ЭИ929 имеет хорошее сочетание прочности и пластичности, обладает более высокими жаропрочными свойствами, чем сплавы ЭИ617 и ЭИ826 и зарубежные сплавы нимоник 95, 100, инко 700.

Высокие жаропрочные свойства этого сплава связаны с более высоким содержанием элементов-упрочнителей [$\Sigma (Al + Ti) = 5,7\%$] и присадкой кобальта. Количество упрочняющей γ' -фазы при оптимальных режимах старения (850° С) достигает 36—38%. Термическая обработка: закалка с 1220° С, 2 ч, охлаждение на воздухе + 1050° С, 4 ч, охлаждение на воздухе + 850° С, 8 ч, охлаждение на воздухе.

Кроме основной γ' -фазы, в сплаве обнаружены двойной карбид типа $[(Ni, Co)_{3,4}(W, Mo, Cr)_{3,4}C]$ и карбид титана TiC, а также борид типа Me_3B_2 (y -фаза).

Микроструктура (рис. 248) свидетельствует о том, что в сплаве имеется большое количество выделений γ' -фазы и скоагулированные карбиды по границам зерен. Двойная закалка, как и в случае сплава ЭИ617, способствует перераспределению карбидов, а также некоторой их коагуляции, благодаря чему улучшается сочетание жаропрочных свойств и пластичности. Кривые старения сплава ЭИ929 свидетельствуют о высокой стойкости сплава против разупрочнения (рис. 249, см. также рис. 228, 244, 247, 250).

Сводные графики по различным свойствам сплава ЭИ929 в сопоставлении с другими сплавами см. на рис. 1—3, 5, 13, 16, 17, 71, 76, и 209.

* Сплав предложен Д. Е. Лившиц, Ф. Ф. Химушиным, Л. Е. Газезьяном, А. И. Мурзовым, В. А. Марчуковой и др.

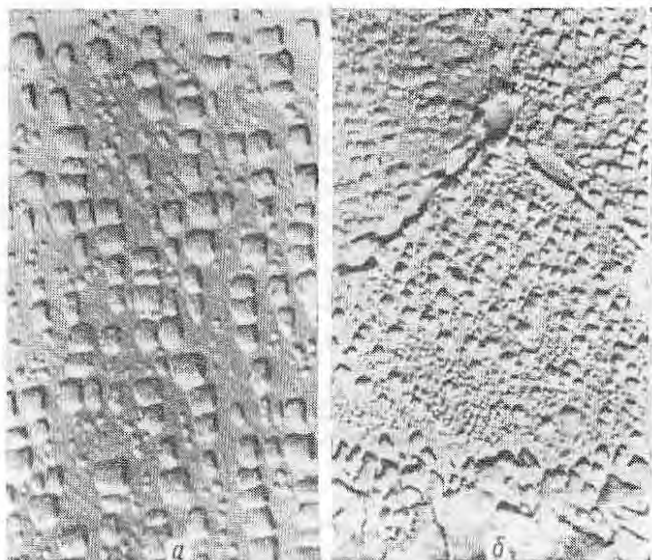


Рис. 248. Микроструктура сплавов ЭИ929, ЭИ867 и ЭИ826 после различной термической обработки:

a, б — обработка по ТУ, сплав ЭИ929 (*a* — $\times 10\,000$; *б* — $\times 5000$); *в* — ступенчатая обработка и выдержка 1000 ч при 900°C . $\times 2000$ (*а* — сплав ЭИ929; *б* — ЭИ867, *в* — ЭИ826)

Используют сплав для изготовления рабочих лопаток газотурбинных двигателей, работающих при 900—950° С.

Жаростойкость и эксплуатационную стойкость сплава можно повысить алитированием (см. стр. 638).

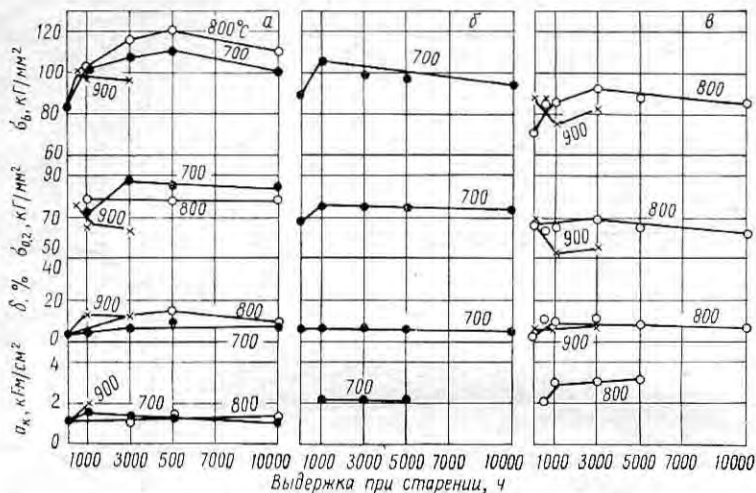


Рис. 249. Влияние длительного нагрева при 700—900° С на механические свойства сплава ЭИ929, определенные при 20 (а), 700 (б) и 800° С (в)

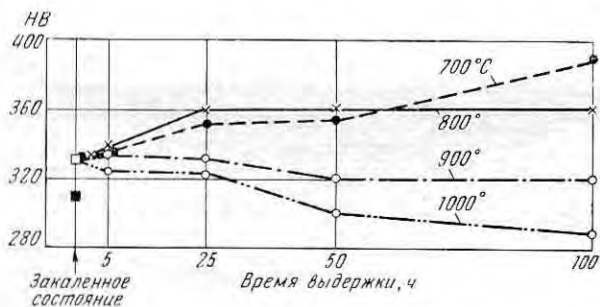


Рис. 250. Кривые дисперсионного твердения сплава ЭИ929: светлый квадрат — охлаждение на воздухе; черный — в воде

Сплав ЭП57

Этот сплав имеет более высокую жаропрочность, чем сплав ЭИ929, и отличается повышенным содержанием титана и алюминия, а следовательно, большим количеством упрочняющей γ' -фазы. Несколько повышенное содержание углерода ограничивает рост зерна при нагреве под закалку, а сохранение сравнительно более

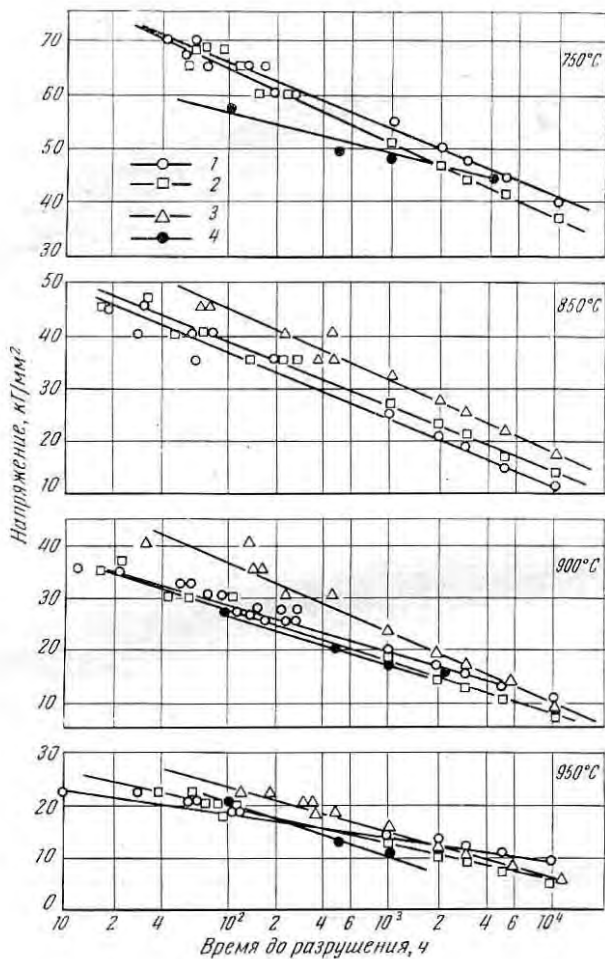


Рис. 251. Длительная прочность сплава ЭП220 при 750—950° С:

1 — гладкие образцы (по данным Д. Я. Каган); 2 — то же, циклическая прочность; 3 — образцы с надрезом; 4 — гладкие образцы (по данным автора)

мелкой структуры определяет повышенное сопротивление усталости. Однако отрицательное влияние углерода после длительного старения проявляется в том, что сплав ЭП57 имеет более низкие значения ударной вязкости и пластичности.

При испытании на длительную прочность сплав ЭП57 обнаруживает достаточный запас пластичности. Величина удлинения сплава ЭП57 после 1500 ч испытания при 950° С составляет 2,2%, тогда как для ЭИ929 — 1,5%. Механические свойства сплава ЭП57 приведены в табл. 99 и на рис. 228, в.

ТАБЛИЦА 99. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭП57 (кг/мм²)

$t_{\text{исп.}}^{\circ}\text{C}$	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{2000}	$\sigma_{0,2/100}$	σ_{-1} на базе	
					10 ⁷ циклов	10 ⁸ циклов
800	45	32	30	36	39	33
900	25	14	11	14	—	—
950	15	7	6	—	—	—

Сплав ЭП220

Сплав имеет более высокие жаропрочные свойства, чем рассмотренные выше отечественные сплавы и зарубежные сплавы нимоник 115 и удимет 700. Вследствие более высокого содержания элементов, образующих интерметаллидную γ' -фазу, ее содержание в термически обработанном сплаве достигает 45%. На рис. 1, 2, 209—211 показано изменение механических свойств сплава ЭП220 в зависимости от температуры испытания, а на рис. 251 — длительная прочность сплава при 750—950° С (Д. Е. Лившиц).

На рис. 252 приведены данные об изменении длительной прочности сплава после двойной закалки и старения в зависимости от температуры нагрева для первой закалки.

Сплав ЭП220 применяют при изготовлении рабочих лопаток, работающих в области 900—950° С.

Повышению окалиностойкости и эксплуатационной стойкости сплава способствует алитирование (см. раздел «Химико-термическая обработка»).

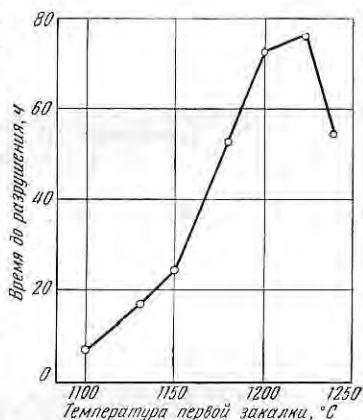


Рис. 252. Влияние температуры первой закалки (выдержка 4 ч) на длительную прочность сплава ЭП220:

Температура 900° С и $\sigma = 22$ кг/мм². Режим последующей обработки: закалка с 1050° С, 2 ч, 4 ч + старение при 950° С, воздух

Сплав ХН70МВТЮБ (ЭИ598) *

Сплав ЭИ598 обладает более высокими характеристиками жаропрочности, чем сплав ЭИ437Б. Длительная прочность за 100 ч при 800° С гарантируется при напряжении 25—28 кг/мм², что позволяет применять этот сплав, как и сплав ЭИ617, для изготовления рабочих лопаток газотурбинных двигателей, работающих при 800—850° С (см. рис. 76, 228, 229).

Влияние термической обработки на механические свойства сплава ЭИ598 при различных режимах старения, по данным Н. П. Полякова, показано на рис. 253.

С повышением температуры нагрева до 900° С образцы сплава, обработанные по стандартному режиму (ТУ), разупрочняются. Если же эти образцы подвергнуть дополнительному 16-ч старению при 800° С, то свойства восстанавливаются. Это указывает на возможность применения дополнительного 2-ч высокотемпературного нагрева в аргоне для снятия остаточных напряжений и наклепа. Нагрев при 900° С — наиболее оптимальный для деталей, работающих при 800° С. Сплав имеет ограниченное применение. Более подробно свойства сплава ЭИ598 рассматриваются в работах [5, 233].

Сплав ЭИ698 **

Этот сплав имеет высокую длительную прочность в интервале 550—700° С, сочетающуюся с достаточно высокой пластичностью. Сплав разрабатывали для дисков газовых турбин, но его можно использовать и для других целей.

Несмотря на отсутствие кобальта, сплав равноценен лучшим зарубежным сплавам типа уаспалой и значительно превосходит английский сплав нимоник 90, применяемый для дисков турбин.

Первоначально была предложена термическая обработка, состоящая из закалки с 1120 ± 20° С на воздухе с выдержкой при температуре закалки 8 ч и старения в течение 16 ч при 800° С с охлаждением на воздухе (вариант I). В целях повышения прочностных характеристик ($\sigma_{0,2}$ и σ_b) термическая обработка была усложнена и была предложена ступенчатая обработка: 1120° С, 8 ч, воздух + 1000° С, 4 ч, воздух + старение при 775° С, 16 ч, воздух + 700° С, 16 ч, воздух (вариант II). После одинарной обработки сплав содержит 11—14% γ' -фазы типа Ni₃(Ti, Al, Mo, Nb), а после ступенчатой 16—17%. Кроме того, часть ниобия находится в твердом растворе, а также в сложных карбидах.

В табл. 89 приведены свойства сплава ЭИ698 по ТУ, на рис. 254 показано изменение механических свойств сплава в зависимости от температуры испытания, а на рис. 229 и 258 — его длительная

* Сплав предложен М. Я. Дзугутовым.

** Сплав предложен К. И. Тереховым и Н. И. Куркиной.

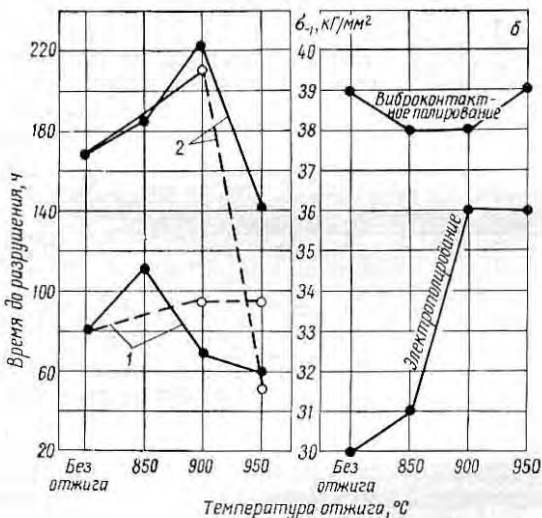
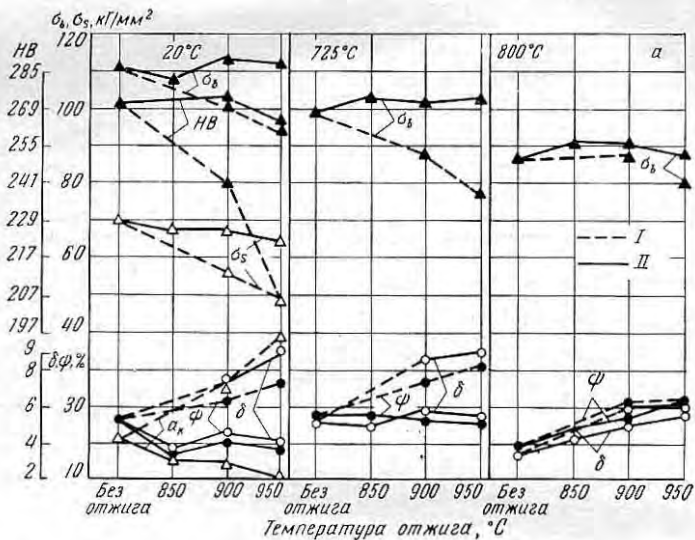


Рис. 253. Влияние термической обработки на механические свойства (а) и длительную прочность (б) сплава ЭИ598:

1 — при 725°С и $\sigma = 48$ кг/мм²; 2 — при 800°С и $\sigma = 25$ кг/мм²; 1 — термическая обработка по ТУ + отжиг в аргоне 2 ч + старение при 800°С, 16 ч; 11 — термическая обработка по ТУ + отжиг в аргоне 2 ч

прочность сопоставляется с этой характеристикой для других сталей и сплавов, из которых изготавливают диски турбин. Высокие механические свойства при комнатной и высоких температурах сочетаются у этого сплава с высокой пластичностью [239; 61, с. 67]. Сплав, кроме того, нечувствителен к надрезу. Параметрическая зависимость для сплава ЭИ698 приведена на рис. 255.

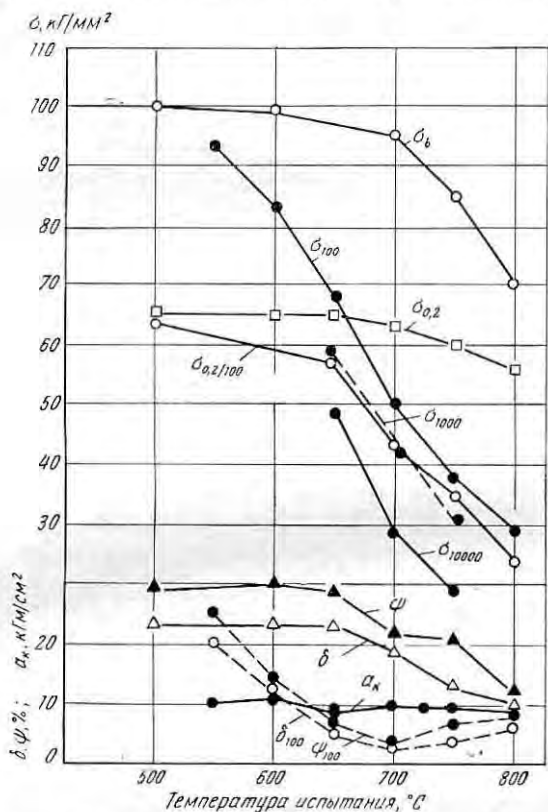


Рис. 254. Изменение механических свойств сплава ЭИ698 в зависимости от температуры испытания

Изучение изменения свойств сплава ЭИ698 после длительных выдержек при старении показало (табл. 100 и 101), что прочность и пластичность сравнительно быстро изменяются после первых 100—300 ч выдержки, а далее устанавливаются на постоянном уровне (испытания на кратковременную прочность проводили при 20° С и температурах старения). Наблюдается небольшое достаривание после первых выдержек при 650—700° С и предел прочности при 20° С несколько повышался с 115 до 125 кг/мм², а относительное удлинение уменьшалось с 31 до 15—17% (рис. 256

ТАБЛИЦА 100. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭИ698*

Место отбора образца	$t_{исп.}, ^\circ C$	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	$\delta, \%$	$\psi, \%$
Тангенциальные и радиальные образцы из обода и полотна дисков	20	71—75	115—120	28—35	28—35
	200	67	114	26	30
	300	65	115	23	31
	400	65	112	25	36
	500	60—63	105—110	25—28	30—35
	550	60—64	103—108	25—28	28—36
	600	60—65	100—105	24—30	28—32
	650	59—64	100—105	21—33	26—35
	700	60—64	93—95	21—30	26—34
	750	61—64	78—84	20—24	30—38
	800	58—62	62—70	14—24	24—30
	850	53—58	55—60	14—20	24—32
Осевые образцы из ступицы диска	20	66—70	96—107	12—18	13—22
	300	67	102	17	20
	400	64	104	17	20
	500	63	103	19	22
	550	62	100	20	22
	600	59	97	20	23
	650	59	95	15	19

* Твердость после термической обработки 286—302 НВ.

ТАБЛИЦА 101. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭИ698; ШТАМПОВКИ ДИСКОВ ДИАМЕТРОМ 480 мм*

Режим термической обработки	НВ	$t, ^\circ C$	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	$\delta, \%$	$\psi, \%$	σ_K кг-м/см ²
1120° С, 8 ч, воздух + + 1000° С, 4 ч, воздух	277—286 ($d_{отп} = 3,6 \div 3,65$ мм)	20	70	115	31	31	9
		500	57	100	29	31	—
		550	58	100	31	32	—
		600	57	97	31	32	—
		650	57	—	—	—	—
		700	59	—	—	—	—
		750	59	—	—	—	—
		800	54	—	—	—	—
		850	51	—	—	—	—
1120° С, 8 ч, воздух + + 1000° С, 4 ч + 750° С, 16 ч + 650° С, 16 ч + + дополнительный от- пуск при 800° С, 10 ч	277—286	20	72	116	34	34	9,7
		500	59	105	28,5	30	—
		550	60,3	103	29	29	—
		600	60	100	28	28	—
		650	59	99	32	34	—
		700	61	94	21	21	—
		750	63	84	24	30	—
		800	58	62	24	32	—
		850	53	54	20	24	—

* Образцы тангенциальные.

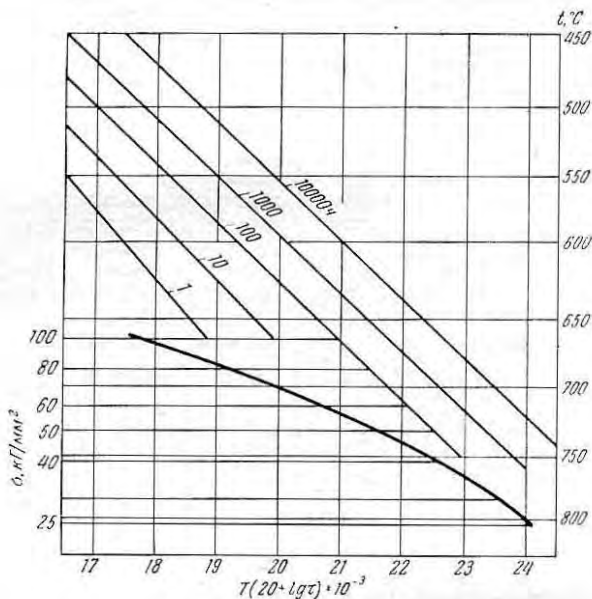


Рис. 255. Температурно-временная параметрическая зависимость для сплава ЭИ698

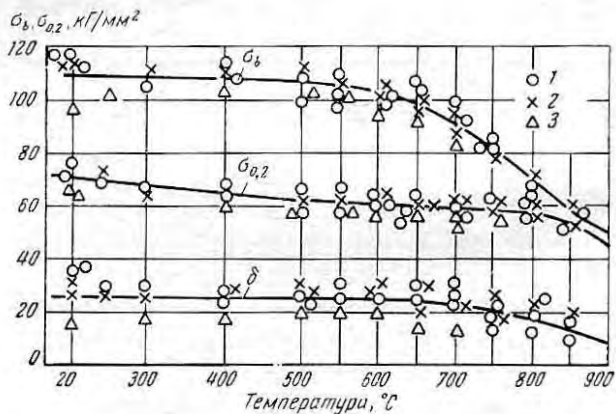


Рис. 256. Изменение механических свойств сплава ЭИ698 в зависимости от температуры испытания. Твердость в исходном состоянии 286—302 НВ. Образцы:

1 — тангенциальные; 2 — радиальные; 3 — осевые

и 257). Ударная вязкость после первых 100—500-ч выдержек при 650—700° С снижалась с 11—7 до 6—3 кГ·м/см².

При удлинении выдержки в процессе старения упрочняющая γ' -фаза укрупняется, а плотность частиц (среднее расстояние

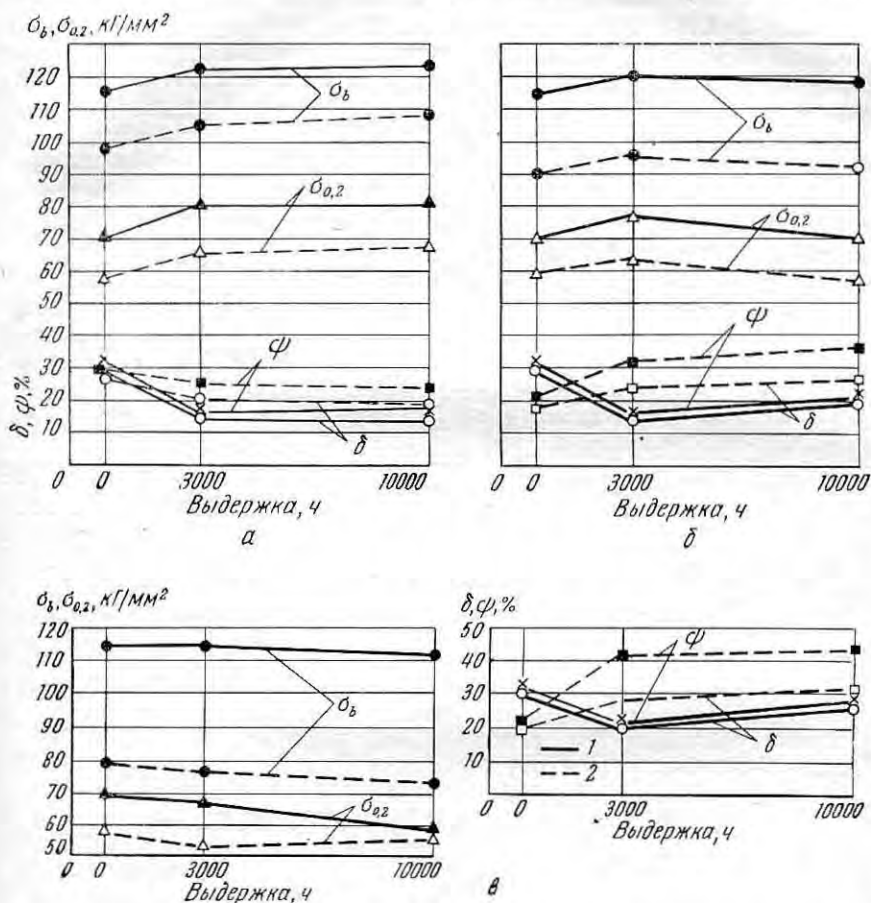


Рис. 257. Изменение механических свойств сплава ЭИ698 в зависимости от продолжительности выдержки при температурах 650 (а), 700 (б) и 750° С (в).
Температура испытания:
1 — 20° С; 2 — соответствующая температуре старения

между ними) уменьшается. Скорость роста частиц у более легированного сплава ЭИ698 в 2—10 раз меньше, чем у сплава ЭИ607А.

Сплав ЭИ698 хорошо деформируется в горячем состоянии при 1100—1180° С с окончанием деформирования не ниже 1000° С. Поковки дисков из этого сплава имеют хорошую мелкозернистую плотную структуру.

Сплав ХН80ТБЮ (ЭИ607 и ЭИ607А)

Сплав ЭИ607 разработан [12, 20] для рабочих лопаток стационарных установок газовых турбин. От сплава ЭИ437 он отличается пониженным содержанием титана и присадкой 1,0—1,5% Nb и имеет лучшие пластические свойства. Термическая обработка состоит из многоступенчатого, постепенно снижающегося нагрева, предназначенного для большей стабилизации свойств при рабочих температурах (650° С). Однако пластичность при длительном разрыве низкая и составляет после 1000—4000 ч испытания всего 0,25—1,3%. Поэтому допустимая деформация при работе не должна превышать 0,1—0,15%. На рис. 259 показано изменение механических свойств сплава ЭИ607 и его модификации ЭИ607А в зависимости от температуры испытания.

Модификация сплава ЭИ607А отличается тем, что в ней содержится несколько меньше титана (1,4—1,8%), чем в сплаве ЭИ607; вследствие этого она обладает более высокими пластическими свойствами. Однако, как видно из рис. 259, характеристики этих сплавов близки между собой. Свойства сплава ЭИ607 и его модификации ЭИ607А показаны на рис. 2, 5, 258, 260 и рассмотрены в работах [45, 239].

Сплав ЭИ607А обладает лучшей пластичностью в условиях длительного разрыва при высоких температурах по сравнению со сплавом ЭИ607, а поэтому при работе может быть допущена большая степень деформации (порядка 0,3% при 650° С и 0,8% при 700° С).

Сплав марки ЭИ607А используют для изготовления лопаток, крепежа, пружин, уплотнительных колец и других деталей газовых турбин с длительным сроком службы при 600—700° С.

Сплав ХН70ВМЮТ (ЭИ765)

Сплав ЭИ765 [137, с. 173; 240; 204, с. 204; 241; 239] отличается от сплава ЭИ617 несколько меньшим содержанием титана (0,9—1,4 вместо 1,8—2,3%), сумма тугоплавких легирующих элементов (W + Mo) примерно одинакова.

Сплав ЭИ765 предназначается для рабочих лопаток газовых турбин со сроком службы до 10 000 ч при температурах до 700° С и несколько тысяч часов при 800° С. Сплав обладает высокими жаропрочными свойствами и удовлетворительной пластичностью в условиях длительного нагрева под нагрузкой при высоких температурах. Применяется в термически обработанном состоянии и обладает вполне удовлетворительными технологическими свойствами.

Изменение механических свойств в зависимости от температуры испытания показано на рис. 5, 6, 260, 261. Изменение пластичности у сплава ЭИ765 в зависимости от длительности испытания под

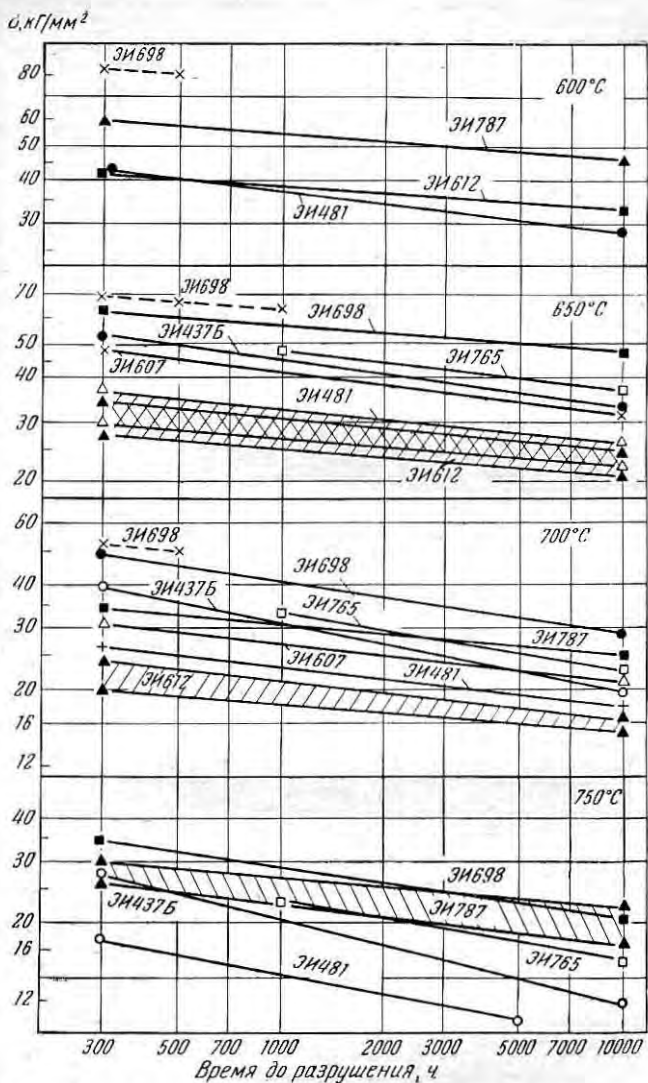


Рис. 258. Длительная прочность сталей и сплавов, применяемых в энергомашиностроении, при 600, 650, 700, 750° С (ЦКТИ). Сплав ЭИ698 — после различной обработки

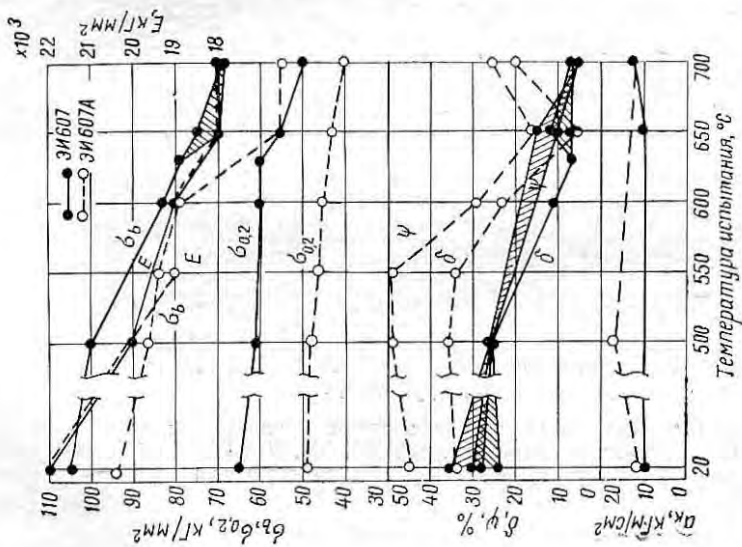


Рис. 259. Изменение механических свойств сплава ЗИ607 и ЗИ607А в зависимости от температуры испытания

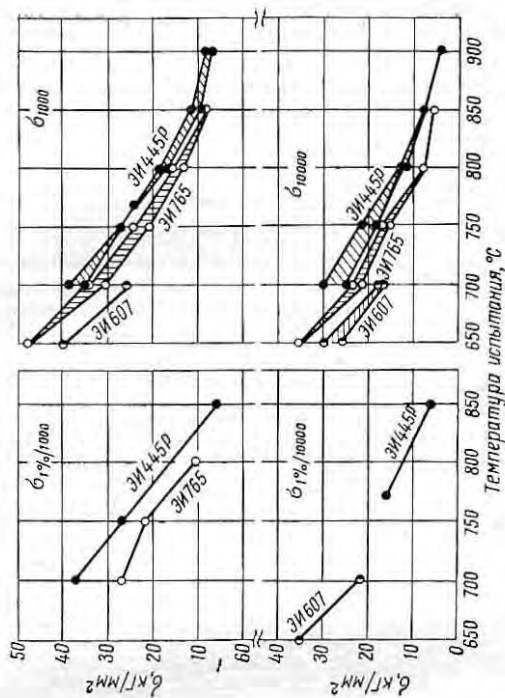


Рис. 260. Изменение пределов длительной прочности и ползучести сплавов ЗИ445Р, ЗИ765 и ЗИ607 в зависимости от температуры испытания

нагрузкой и от длительности нагрева показано на рис. 262; длительная прочность при 700 и 750° С приведена на рис. 263.

Сплав ЭИ765 имеет высокую релаксационную стойкость и коэффициент линейного расширения, близкий к коэффициенту линейного расширения перлитных сталей. Этот сплав был предложен [99] в качестве крепежного материала для соединения крупногабаритных деталей силовых установок, изготовленных из перлитных сталей.

Исследования свойств крепежа показали, что длительная прочность крупного крепежа приблизительно на 5 кГ/мм² ниже, чем материала меньших сечений. У шпилек из этого сплава не обнаружено чувствительности к концентрации напряжений при радиусе надреза в резьбе, равном 0,8 и 0,5 мм. В. З. Цейтлин, М. А. Филатова и В. А. Смирнова [99] определили жаропрочность сплава при очень большой длительности испытания и установили, что даже после 17130 ч нагрева образца при 700° С и $\sigma = 25$ кГ/мм² пластичность сохранилась на достаточно высоком уровне ($\delta = 5,3\%$ и $\psi = 10,6\%$). Образец при 750° С и $\sigma = 15$ кГ/мм² простоял только 10 000 ч вместо предполагаемых 15 000, что связано, вероятно, с его разнородностью.

В сплаве выявлены фазы: упрочняющая γ' -фаза, карбиды титана типа TiC, карбиды хрома Cr₂₃C₆ и двойные карбиды типа Me_n'Me_n²C.

В процессе испытаний на длительную прочность происходит изменение содержания легирующих элементов в фазах выделения без образования новых фаз. Сплав обнаруживает некоторую чувствительность к концентрации напряжений при испытании на длительную прочность в интервале 560—600° С (рис. 264).

При 700—800° С сплав обладает удовлетворительной жаростойкостью в воздушной среде и продуктах сгорания топлива, содержащего 0,01% SO₂ [240]. В работе [165] показана кинетика образования пор в сплаве ЭИ765 при 750° С, напряжении 15 кГ/мм² при длительности испытания до 16 000 ч.

Сплав ХН60МВТЮ (ЭП487)

Этот сплав представляет модификацию сплава ЭП202, в котором для улучшения свариваемости повышено содержание молибдена [505, с. 181].

Сплав предназначен для изготовления сварных изделий, работающих в области 800—950° С. По сравнению со сплавом марки ЭП202, сплав ЭП487 обладает более высокими механическими свойствами и лучшей свариваемостью. Пределы прочности и текучести сплава ЭП487 при 20—950° С на 10—15 кГ/мм² выше этих характеристик для сплава ЭП202 (табл. 86).

Технологические свойства сплава ЭП487 приведены в работе [196].

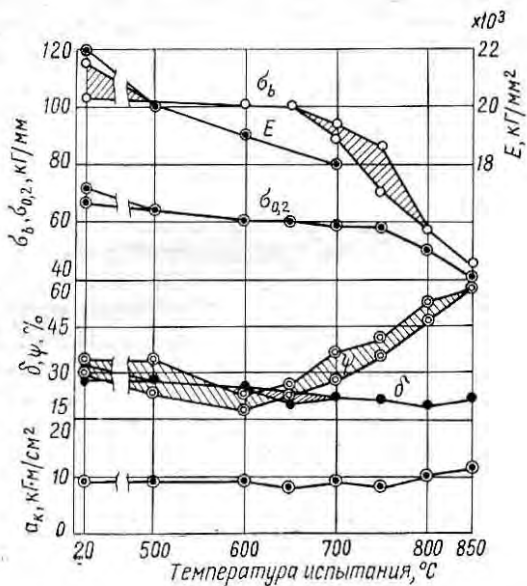


Рис. 261. Изменение свойств сплава ЭИ765 в зависимости от температуры испытания

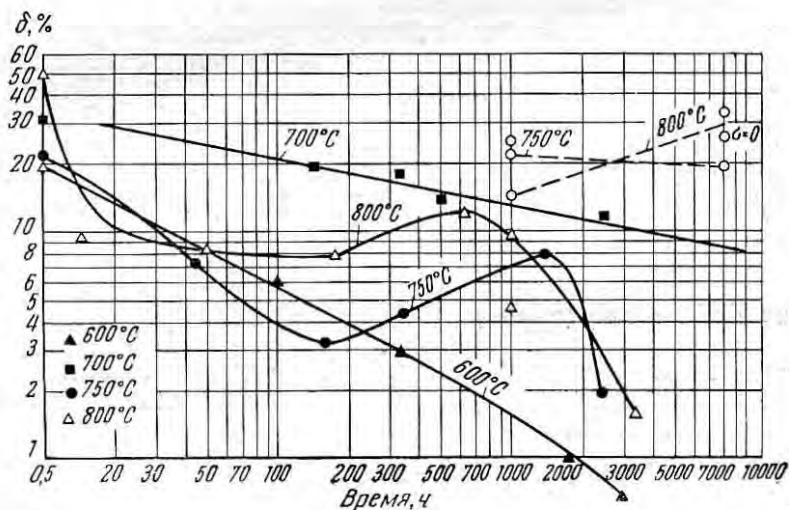


Рис. 262. Изменение пластичности (δ , %) сплава ЭИ765 со временем при испытаниях на длительную прочность (сплошные кривые) и после 1000- и 10 000-ч старения при 750 и 800° С (штриховые линии). Испытания проводили при указанных на диаграмме температурах



Рис. 263. Длительная прочность сплава ЭИ765 (ЦКТИ):
 1 — при 700° С; 2 — при 750° С; × — расчетные значения

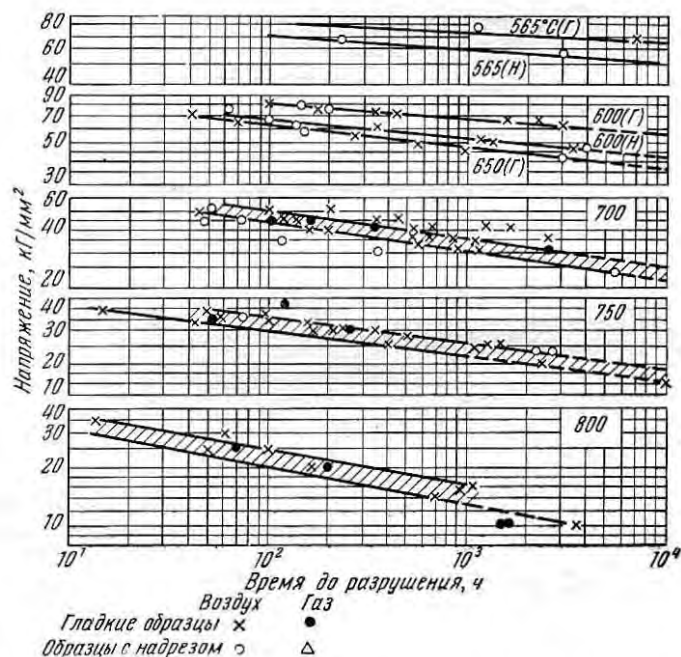


Рис. 264. Длительная прочность сплава ЭИ765 при температурах 565, 600, 700, 750, 800° С, определенная на гладких образцах (Г) и образцах с надрезом (Н)

Сплав ХН67ВМТЮ (ЭИ445Р, ЭП202)

Этот сплав рекомендуется для различных деталей газовых турбин, работающих при 750—900° С. Упрочнение сплава достигается легированием твердого раствора хромом, молибденом и вольфрамом и выделением при старении дисперсной фазы Ni₃(Ti, Al) [242, 243].

Сплав упрочняется в результате термической обработки: закалки с 1200° С на воздухе и 15-ч старения при 850° С.

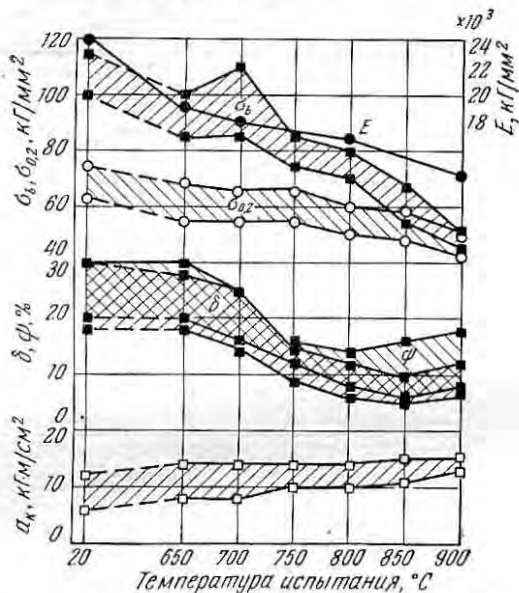


Рис. 265. Изменение механических свойств сплава ЭП202 в зависимости от температуры испытания

Изучение структурных превращений сплава типа ЭИ445 с 0,7% Al [137, с. 9] показало, что при 700° С даже после 2500-ч выдержки частицы γ' -фазы имеют субмикроскопические размеры; при 770° С и 1000-ч выдержке отчетливо видна эта фаза и выделения пластинок η -фазы типа Ni₃Ti. При 850° С процесс перерождения γ' -фазы в η -фазу ускоряется, но даже после очень длительных выдержек до конца не доходит.

Процесс перерождения протекает по общей схеме: растворение частичек γ' -фазы и диффузия атомов титана к растущей пластинке η -фазы.

После закалки в растворе 10% NaCl в воде фиксируется аустенитный твердый раствор и твердость составляет 143—179 НВ. После закалки с 1200° С с охлаждением на воздухе происходит

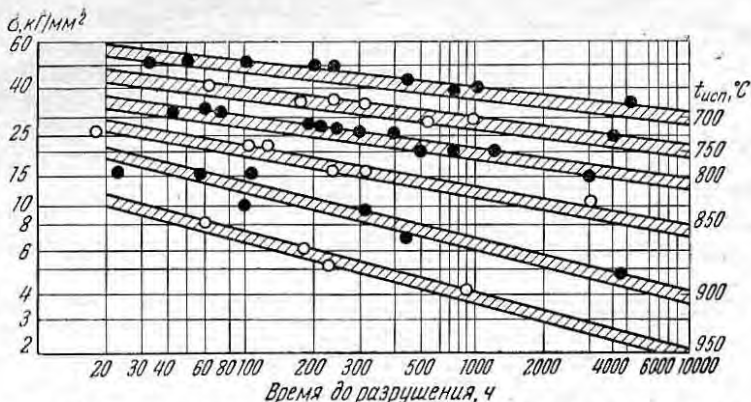


Рис. 266. Длительная прочность сплава ЭП202 при температурах 700—950° С

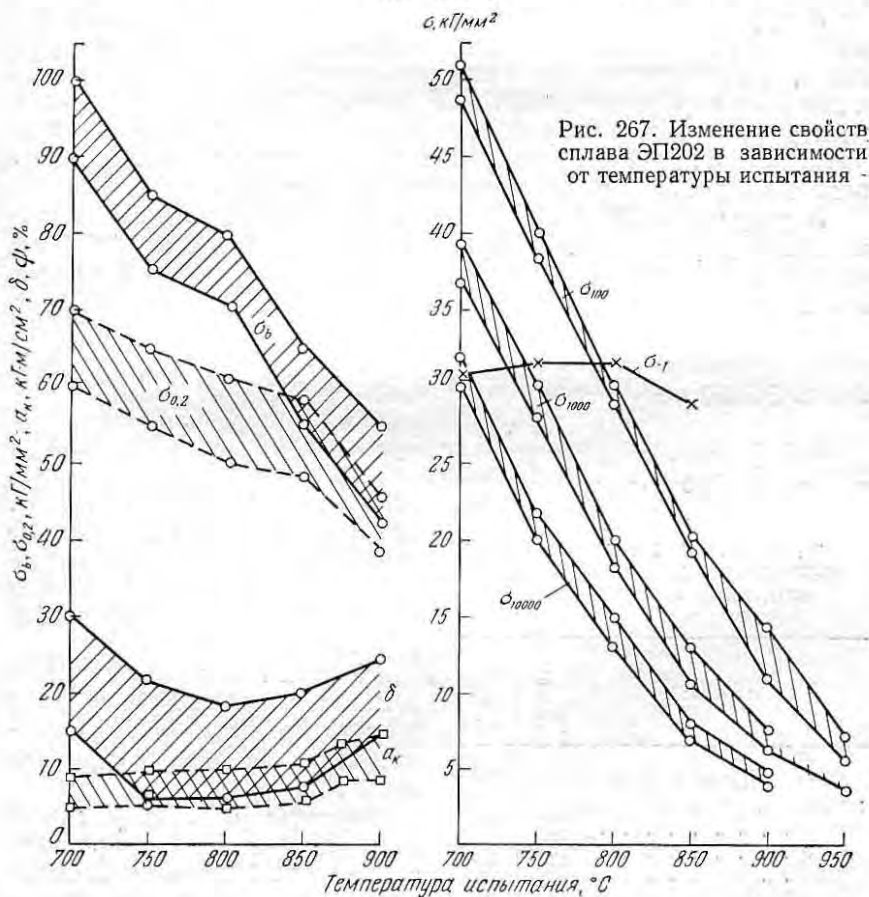


Рис. 267. Изменение свойств сплава ЭП202 в зависимости от температуры испытания

небольшое упрочнение за счет выделения γ' -фазы — порядка 5—6%. Чем медленнее охлаждение при закалке в интервале 1000—700° С, тем сильнее распад твердого раствора с образованием упрочняющих фаз.

Кроме γ' -фазы, из твердого раствора при старении выделяются карбонитриды титана, сложный карбид Me_6C и кубический карбид хрома, располагающийся по границам зерен.

Сплав марки ЭП202 применяют в качестве материала для свариваемых деталей и узлов турбин с рабочей температурой 700—900° С.

Режим термической обработки сплава выбирают в зависимости от условий работы изделий и для разных деталей и конструкций он может быть различным. Свойства сплава после термической обработки по режиму: 1150—1170° С, 5 ч, охлаждение на воздухе + 850° С, 10 ч, охлаждение на воздухе приведены на рис. 260, 265—267.

В крупных поковках и толстых листах в случае открытой выплавки наблюдается ликвация, связанная с образованием участков, состоящих из карбонитридов титана (Ti, Mo, W) (C, N) и двойных карбидов типа $(Ni, Cr)_3(Mo, W)_3C$ [244]. Применение электрошлакового и вакуумного дугового переплавов способствует уменьшению ликвации и повышению пластичности сплава в интервале температур горячей механической обработки.

В результате холодной пластической деформации сплав значительно упрочняется. В процессе последующего старения наклепанного металла в интервале 600—850° С наблюдается изменение характеристик прочности и твердости [98].

Сплав ЭП460

Сплав содержит 4,8% (Al + Ti), а также молибден (2,2%) и ниобий (1,90%). Применяется в качестве жаропрочного листового материала [205, с. 213].

ТАБЛИЦА 102. ВЛИЯНИЕ
СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА СПЛАВА ЭП460

Состояние	σ_b кг/мм ²	δ , %
После закалки продолжительностью, мин:	88	60
1	104	47
5	109	38
10	112	35
20 (при 800° С) . . .	113	34

Сплав упрочняется за счет образования γ' -фазы при старении и имеет хорошее сочетание прочности и пластичности (табл. 102).

На рис. 268 показано изменение механических свойств и твердости сплава ЭП460 в зависимости от температуры закалки.

Горячую обработку давлением сплава ЭП460 проводят в интервале 1150—950° С. Сталь поставляют после закалки с

1150° С на твердый раствор, окончательная термическая обработка состоит из закалки и старения при 750—800° С в течение 4 ч.

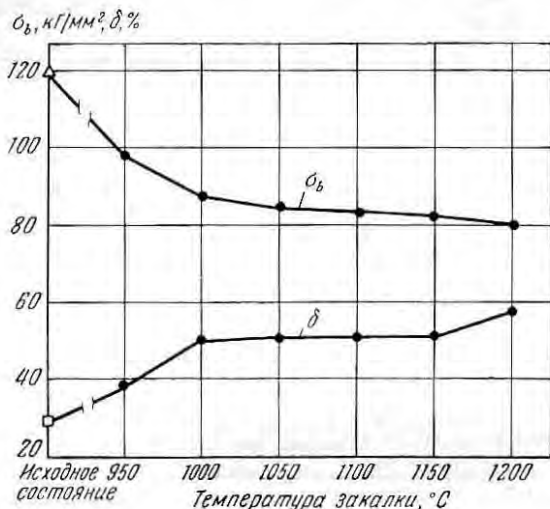


Рис. 268. Влияние температуры закалки на механические свойства сплава ЭП460. Исходное состояние: 800° С, 2 ч, воздух

Сплав ХН65ВМТЮ (ЭИ893)

Сплав применяют для рабочих лопаток стационарных газовых турбин, работающих при 750—800° С. Согласно данным ЦНИИЧМ [245], сплав относится к дисперсионно твердеющим с интерметаллидным упрочнением и отличается высокими жаропрочными свойствами (рис. 269, табл. 103 и 104). Сплав достаточно стабилен при длительных выдержках (10 000—20 000 ч) при температурах до 700° С и имеет тенденцию к разупрочнению при 750° С. С увеличением продолжительности старения при 750° С твердость и количество упрочняющей фазы $Ni_3(Ti, Al)$ возрастают с 10—11 до 17%. В процессе старения происходит перераспределение легирующих элементов между фазами и твердым раствором [245]. Содержание никеля, титана, алюминия и фольфрама в осадке с увеличением продолжительности старения повышается, что связано с образованием интерметаллидной фазы, а в твердом растворе уменьшается. Параметры решеток сплава изменяются с 3,581 до 3,576 Å.

Согласно данным [246], сплав имеет высокую релаксационную стойкость. Другие свойства описаны в работах [68, с. 118; 204, с. 204; 245].

Т А Б Л И Ц А 103. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭИ893
ПРИ 20° С ДО И ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО СТАРЕНИЯ

Продолжи- тельность старения <i>t</i>	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг·м/см ²
<i>Старение при 750° С</i>					
0	106	65	38	36	11
2 500	108	64	25	25	5,6
5 000	108	64	21	19	5,3
10 000	105	62	21	22	4,1
<i>Старение при 800° С</i>					
0	98	60	35	38	—
2 500	97	60	30	25	—
5 000	96	57	29	25	—

Т А Б Л И Ц А 104. ПРЕДЕЛЫ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ
СПЛАВА ЭИ893

Температура испытания °С	Пределы ползучести кг/мм ²		Длительная прочность, кг/мм ²			
	$\sigma_{1\%/10^4}$	$\sigma_{1\%/10^6}$	σ_{1000}	σ_{10000}	σ_{20000}	σ_{50000}
600	—	—	61	(55) *	—	—
650	—	—	51	45	—	—
700	30	20	38	30	(27)	(24)
750	18	12	28—32	21—22	(19)	(16)
800	12	5	16—20	10—13	—	—
850	—	—	(13)	9	—	—
900	—	—	(7)	—	—	—

* В скобках — значения по ТУ.

После термической обработки по режиму ЦНИИЧМ (1170° С, 2 ч, воздух + старение при 800° С, 12 ч, воздух) в больших сечениях в сплаве обнаруживаются остатки литой структуры, ликвационные зоны и крупнозернистость, что неблагоприятно отражается на длительной прочности и пластичности, а также на чувствительности к надрезу. В работе ЦКТИ [68, с. 118] указывается, что ступенчатый режим термической обработки (1170° С, воздух + 1000° С, 4 ч + 900° С, 8 ч + 850° С, 15 ч, охлаждение на воздухе) улучшает пластичность и делает сплав менее чувствительным к надрезу.

На рис. 270 приведены кривые релаксационной стойкости сплава ЭИ893 при 750° С, а на рис. 271 показана зависимость конечного напряжения (σ_t) от начального (σ_0) для различной про-

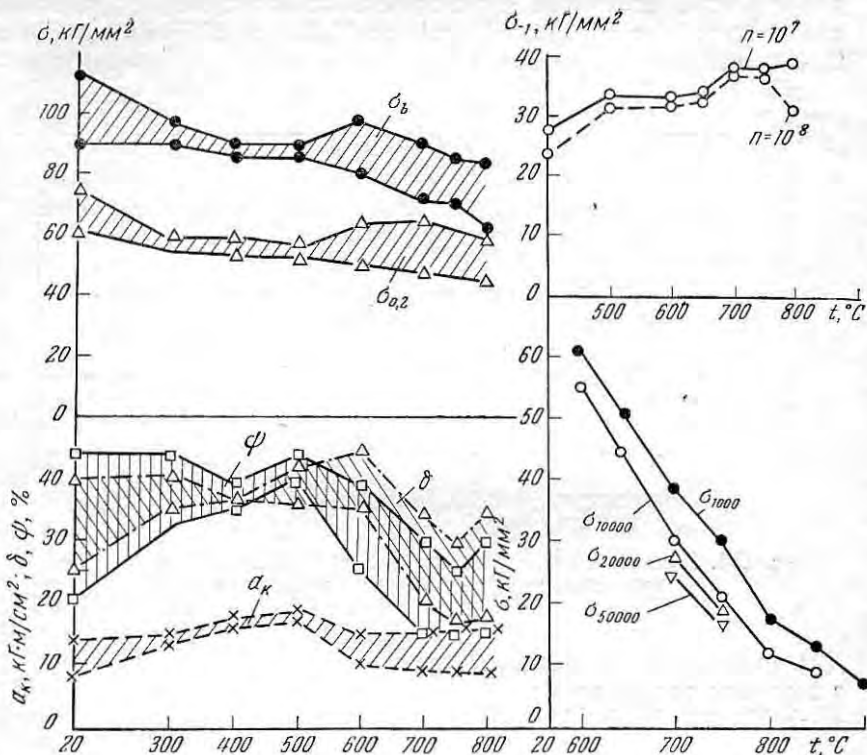


Рис. 269. Свойства сплава ЭИ893

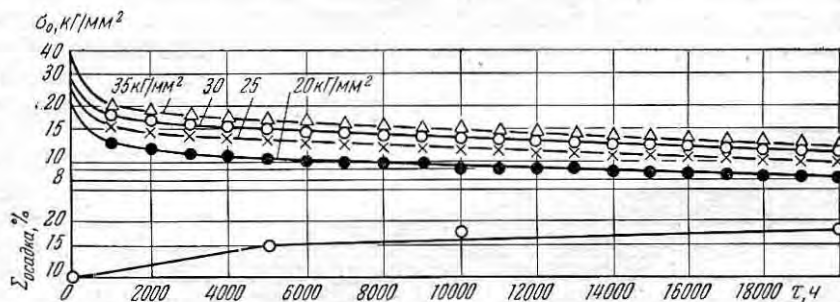


Рис. 270. Первичные кривые релаксационной стойкости сплава ЭИ893 при 750°C . Нижняя кривая — изменение количества упрочняющей фазы со временем

должительности испытания. На кривых релаксации обнаружены два периода, связанные с дополнительным выделением упрочняющей фазы типа Ni_3 (Ti, Al) (с 10 до 15,4% за 6000 ч и до 17% за 20 000 ч).

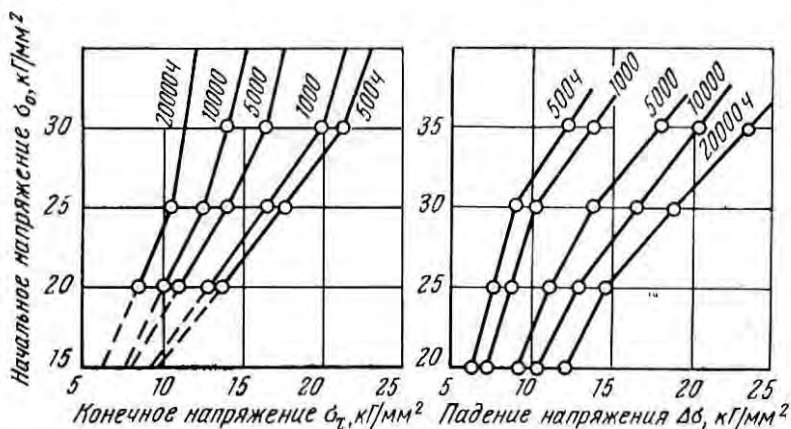


Рис. 271. Влияние начального напряжения релаксации (σ_0) на конечное напряжение (σ_1) и падение напряжения ($\Delta\sigma$)

Дисперсионно твердеющие сплавы с высоким содержанием W + Mo или W + Mo + Nb

Сплавы этой группы (ЭП99, ЭП199, ЭП487) имеют повышенное содержание хрома (17—22%), а также молибдена и вольфрама и в основном предназначаются для изготовления высокопрочных силовых узлов газотурбинных двигателей, соединяемых методом сварки. Благодаря высокому содержанию тугоплавких элементов (W, Mo, Nb) повышается температура рекристаллизации твердого раствора, подавляется чрезмерный рост зерна в прилегающих к сварным швам зонах, что устраняет склонность сплавов к трещинообразованию.

При чрезмерно большом суммарном содержании W + Mo + Cr может иметь место резкое охрупчивание сплавов при комнатной и низких температурах. Такое охрупчивание наблюдалось у сплавов марок ЭП99 и ЭП199, выплавленных по верхним пределам суммы Σ (W + Mo + Cr) = 32÷35%. Характерно то, что свойства сплава в интервале 700—900° С при кратковременных и длительных испытаниях были вполне удовлетворительными, включая даже предварительную 100-ч выдержку сплавов при 800° С под нагрузкой. Хрупкость же проявлялась при испытании состаренных образцов при комнатной температуре. Высокая хрупкость при комнатных температурах опасна тем, что при

правке, выколотке, ремонте, при небольших ударах и термоударах (резких теплосменах) в деталях могут возникать трещины.

В результате исследований была проведена корректировка химического состава: у сплава ЭП99 снижено содержание хрома с 24—21 до 18—21%, а у сплава ЭП199 — содержание вольфрама. Характерно, что охрупчивание наблюдается также и у зарубежных сплавов рене 62 и в меньшей степени у рене 41.

*Сплав ЭП99 (ЭИ894К)** — дисперсионно твердеющий материал высокой жаропрочности. Свойства его зависят от скоростей охлаждения после горячей прокатки и термической обработки. Чем медленнее охлаждение, тем сильнее распад γ -твердого раствора с образованием γ' -фазы и выше твердость, прочность и меньше пластичность. Способность к упрочнению при охлаждении на воздухе позволяет получить в сварном соединении достаточно высокие характеристики прочности, не прибегая к термической обработке. Однако лучшие результаты получаются после термической обработки сварного соединения.

Сплав ЭП99 имеет сложный фазовый состав: наряду с интерметаллидной γ' -фазой типа $Ni_3(Ti, Al)$ в нем присутствуют боридная фаза типа Z , карбонитридные фазы типа $Ti(C, N)$, σ -фаза типа $(Ni, Co, Cr)(W, Mo)$ и фаза μ типа $(Ni, Co)_7(W, Mo)_6$.

Боридная фаза Z и карбонитриды обнаруживаются в металле в закаленном состоянии, а другие фазы образуются при старении. При охлаждении на воздухе с температур закалки в сплавах ЭП99 и ЭП199 происходит распад γ -твердого раствора по схеме $\gamma \rightarrow \gamma'$ (образуется 10—12% фазы γ'). Фазы μ и σ при этих условиях не возникают. При длительном старении образуются фазы σ и μ , при этом температурный интервал выделения σ -фазы 800—950°С, а μ -фазы 800—1000°С. Все эти процессы отражаются на упрочнении, разупрочнении и пластичности сплавов. В частности, у сплава ЭП99 старение в течение 8 ч при 800—900°С снижает пластичность при комнатной температуре (удлинение уменьшается с 35 до 20%) и повышает ее при температуре испытания 800°С при сравнительно небольшом изменении длительной прочности (рис. 272). При высоком содержании суммы $(Cr + W + Mo)$ наблюдается очень сильное охрупчивание, о чем сказано выше.

Изменение механических свойств сплава ЭП99 в зависимости от температуры испытания показано на рис. 273.

В табл. 105 приведены свойства сварных образцов, полученных аргоно-дуговой сваркой, в состоянии непосредственно после сварки.

Сплавы этой группы применяют для изготовления сварных изделий различного назначения, но к которым предъявляют высокие требования в отношении окалинстойкости и жаропрочности. Окалинстойкость сплава ЭП99 описана в [63, с. 148].

* Сплав предложен Г. Е. Москаленко и др.

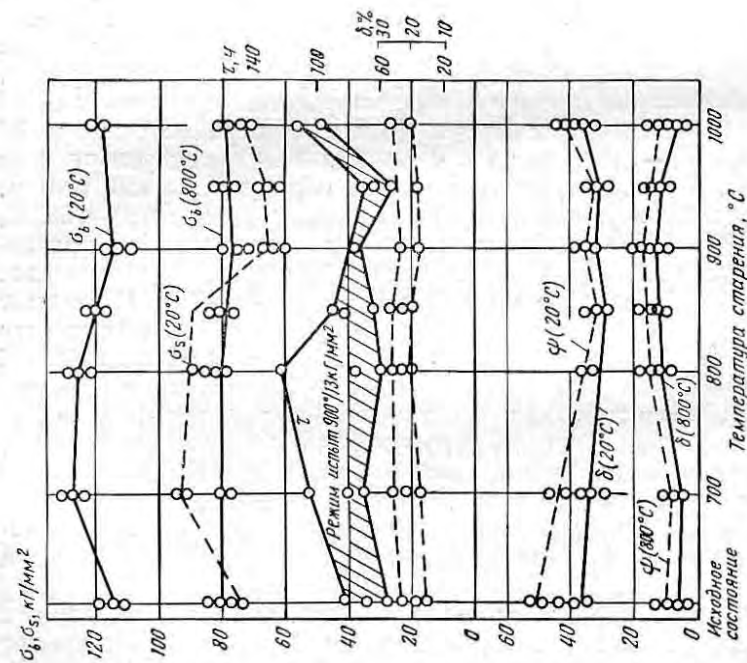


Рис. 272. Влияние температуры 8-4 старения на жаропрочность и механические свойства сплава ЭП199

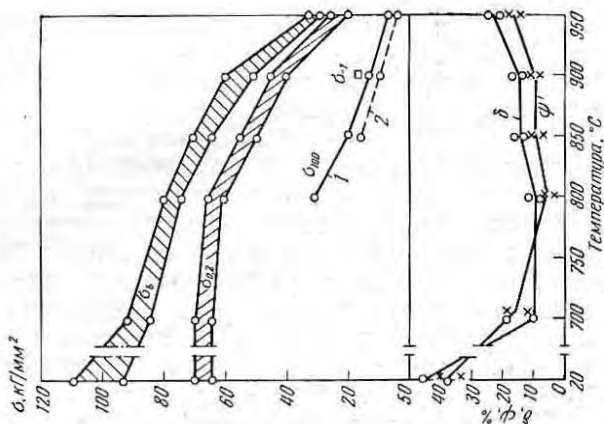


Рис. 273. Изменение механических свойств сплава ЭП199 в зависимости от температуры испытания:

1 — пруток; 2 — лист

ТАБЛИЦА 105. ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ СВАРНЫХ ОБРАЗЦОВ
ИЗ СПЛАВОВ ЭП99 И ЭП199

Сплав	Толщина листа мм	σ_b , кг/мм ² , при $t_{исп}$, °С				
		20	700	800	900*	950
ЭП99	1,5	92—96	—	65—73	50—59	26—31
	6,0	108—104	79—83	79—83	60—80	53—59
ЭП199	1,5	90—100	—	70—75	50—60	—
	11,0	103—126	—	70—75	50—60	—

* При данной температуре σ_{100} для сплава ЭП99 составляет 10—12 кг/мм² и 12 кг/мм² для сплава ЭП199.

ТАБЛИЦА 106. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, кг/мм², СПЛАВА ВЖ101

$t_{исп}$ °С	σ_b	E	$\sigma_{0,2}$	δ , %	σ_{100}	σ_{200}	σ_{300}	$\sigma_{0,5/200}$	σ_{-1}
20	100—115	21 940	65—71	30—38	—	—	—	—	—
700	75—85	18 370	60—70	5—9	—	—	—	—	—
800	70—80	17 580	60—70	2—8	27—30	—	23—24	—	—
900	52—60	—	40—45	2—13	11—13	—	8—9	—	—
920	—	—	—	—	—	≥8	—	5	17
950	30—35	—	24—28	15—17	6—7	—	4—4,5	—	—
980	—	—	—	—	—	≥3,5	—	1,5	—

Сплав ЭП99 обнаруживает хорошие эксплуатационные свойства в виде сварных охлаждаемых сопловых лопаток газотурбинных установок, работающих в условиях большого числа тепловых циклов и высоких температур.

Сплав ЭП199 (ВЖ101)* предназначен для применения в качестве свариваемого материала, работающего при 750—950° С.

Высокое содержание легирующих элементов (Ti, Al, Mo, W, Cr, V) способствует уже при охлаждении на воздухе с температур нагрева под закалку распаду γ -твердого раствора с образованием γ' -фазы типа Ni₃(Ti, Al). Это имеет большое значение для получения высокой прочности в сварном соединении в целом. Закалка с очень высоких температур (выше 1150° С) приводит к получению сплава меньшей твердости и прочности, чем закалка с более низких температур или охлаждение горячекатаного материала. Перед сваркой рекомендуется перестаривание при 950° С с охлаждением на воздухе, что устраняет растрескивание при сварке и после нее. В термообработке сварных узлов нет необходимости.

В табл. 106 даны свойства сплава ЭП199 после закалки с 1200° С на воздухе с выдержкой при температуре закалки 10 мин.

* Сплав предложен М. Я. Львовским и др.

Эти сплавы представляют собой экономно легированные модификации сплавов ЭИ827 и ЭИ867, применяемые для деталей кратковременной службы [205, с. 205], и отличающиеся повышенным содержанием алюминия и наличием значительного содержания железа.

В связи с высоким содержанием железа в этих сплавах наряду с упрочняющей фазой Ni_3Al образуется фаза типа Fe_7W_6 (ϵ -фаза).

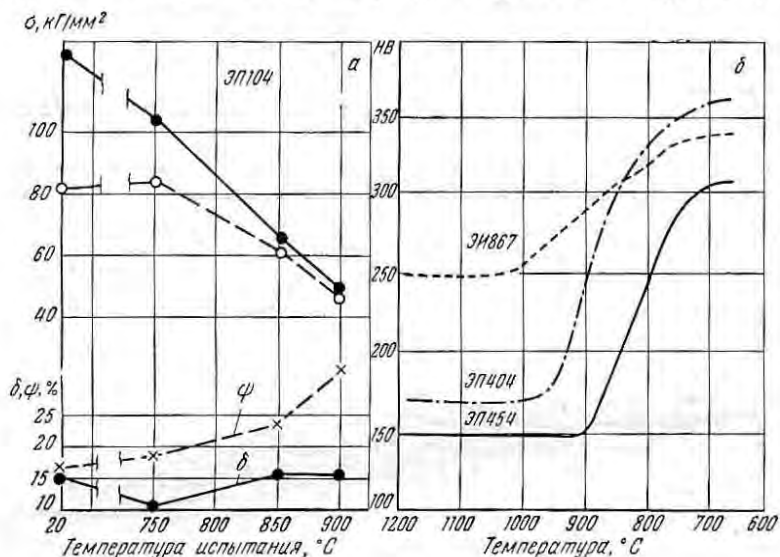


Рис. 274. Зависимость свойств сплава ЭП404 от температуры испытания (а) и изменение твердости сплавов ЭП404, ЭП454 и ЭИ867 при медленном охлаждении с 1200° С до различных температур закалки (б)

При нагреве закаленных на γ -твердый раствор образцов ϵ -фаза в стали ЭП404 начинает выделяться при 900° С, а в сплаве ЭП454 — при 800° С. При охлаждении сплава ЭП404 с высоких температур эта фаза начинает выделяться при 1150° С, а при последующем ступенчатом старении при 1100, 1000, 900 и 800° С количество ее увеличивается с 3 до 15%. Выделение этой фазы в виде пластин определяет снижение прочности и пластичности сплавов.

Сплав ЭП404 подвергают закалке на воздухе с 1175—1200° С, а сплав ЭП454 — с 1150—1175° С. Старение обоих сплавов проводят при 750—800° С в течение 10 ч. Длительная прочность (σ_{100}) сплава ЭП404 при 850° С составляет 20 KG/MM^2 , а при 800° С 27 KG/MM^2 . Применение более длительных выдержек связано с выделением больших количеств ϵ -фазы и охрупчиванием этого сплава.

Испытания под напряжением сплава ЭП404 или длительные нагревы при 750°C приводят к интенсивному выделению γ -фазы, особенно в нагруженных образцах.

Сплав ЭП454 в условиях действия нагрузки при $750\text{--}800^{\circ}\text{C}$ мало изменяет свои свойства в случае продолжительности испытания до 100 ч (рис. 274).

Сплав ХН75ВМФЮ (ЭИ827) *

Сплав содержит 4,0—4,6% Al и упрочняется благодаря образованию фазы Ni_3Al , которая в термически обработанном состоянии присутствует в количестве до 30%. После длительного старения (500—1000 ч) при $750\text{--}800^{\circ}\text{C}$ количество фазы Ni_3Al увеличивается до 42%.

По свойствам сплав близок к сплаву ЭИ826, но более склонен к охрупчиванию при $800\text{--}850^{\circ}\text{C}$ (рис. 35, 228, б). На ранних стадиях старения образуется карбид хрома типа Me_{23}C_6 , который затем переходит в двойной карбид. Сплав разрушается с характерным хрупким межзеренным изломом.

Сплав обладает высокой окалиностойкостью. Применяется для изготовления рабочих лопаток газовых турбин, работающих при $800\text{--}850^{\circ}\text{C}$.

При низких и весьма низких температурах сплав ЭИ827 имеет высокие прочность и пластичность [247].

Сплав ЭИ828 *

Этот сплав с высоким содержанием тугоплавких элементов [$\Sigma (W + Mo) = 14\%$] и 4,5% Al предложен для применения в качестве свариваемого сплава при изготовлении из него высокопрочных конструкций [205, с. 213].

Сплав относится к сильно дисперсионно твердеющим, и листовой материал в термически обработанном состоянии (закалка с 1200°C , выдержка 20 мин и старение в течение 4 ч при 800°C) содержит до 23—27% фазы Ni_3Al .

На рис. 275, 276 показано влияние температуры и продолжительности старения на изменение механических свойств этого сплава, а также его свойства при высоких температурах.

В процессе охлаждения с температур закалки происходит распад с образованием фазы Ni_3Al . При этом изменяется твердость, и это ее изменение тем больше, чем медленнее охлаждение. В исходном состоянии после закалки с 1200°C на воздухе твердость сплава составляет 217 НВ, а после старения при 800°C в течение 1 мин — 269 НВ, 5 мин — 286 НВ и 20 мин — 362 НВ.

* Сплавы предложены ЦНИИЧМ.

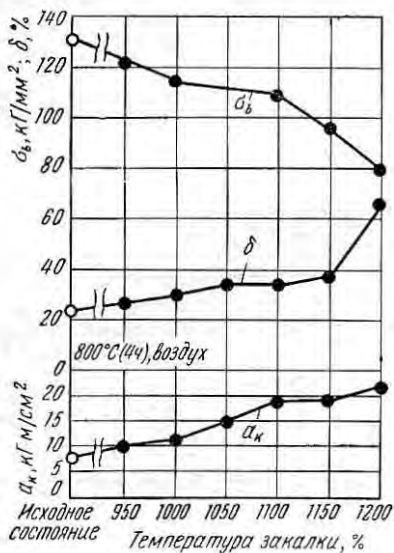


Рис. 275. Влияние температуры закалки на свойства сплава ЭИ828

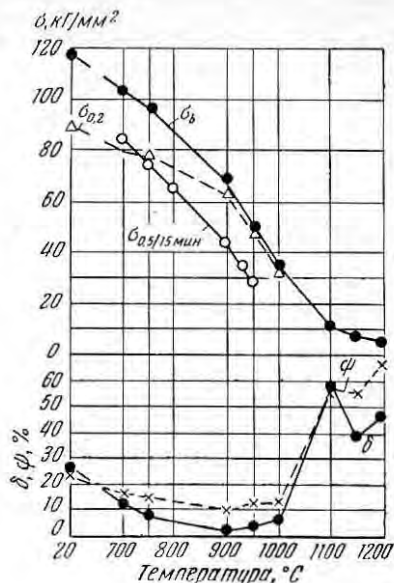


Рис. 276. Изменение свойств сплава ЭИ828 в зависимости от температуры испытания

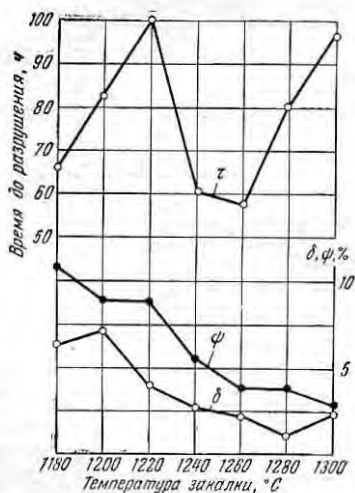


Рис. 277. Влияние температуры закалки на длительную прочность ($t = 900^\circ\text{C}$, $\sigma = 22 \text{ кг/мм}^2$) и пластичность сплава ЭИ867

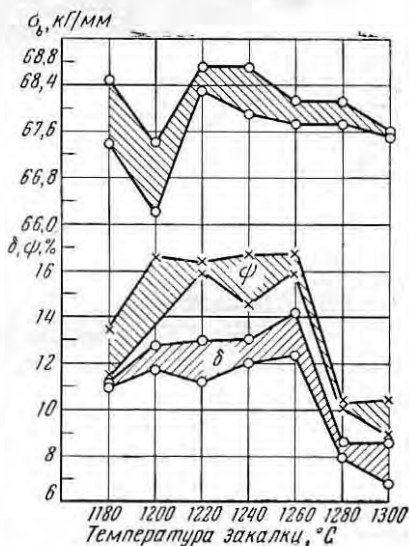


Рис. 278. Влияние температуры закалки на кратковременную прочность сплава ЭИ867

Распад γ -твердого раствора при охлаждении позволяет получить более высокие прочностные свойства сварного шва.

Сплав ЭИ867 *

Этот сплав представляет собой легированный никельхромовый твердый раствор с присадками алюминия, вольфрама, молибдена и кобальта. Сплав не содержит титана. Основная упрочняющая фаза — интерметаллид типа Ni_3Al , количество которого зависит от условий охлаждения при закалке и режимов старения [209—211].

При охлаждении с $1220^\circ C$ на воздухе, согласно данным Е. Ф. Трусовой, выделяется большое количество фазы Ni_3Al (27%), тогда как при охлаждении в воде количество этой фазы уменьшается до 15%, а при более резком охлаждении (в 10%-ном растворе поваренной соли) — до 9%.

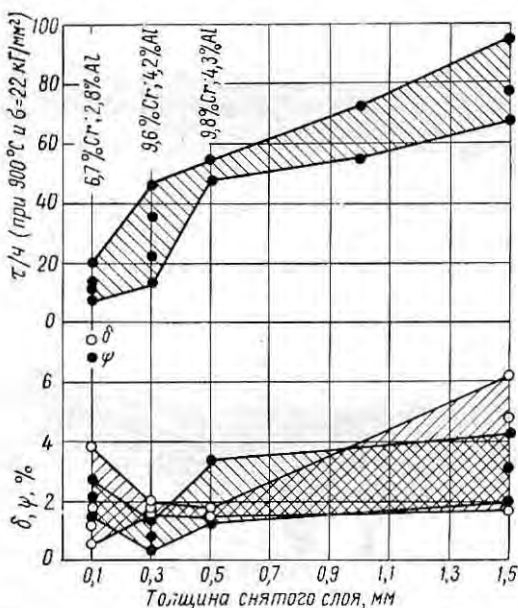


Рис. 279. Влияние снятия припуска (мм) на образце, термически обработанном по ТУ в воздушной атмосфере печи, на длительную прочность и на содержание хрома и алюминия

Если у сплавов ЭИ437Б и ЭИ617 после охлаждения с температур закалки при испытании на прокаливаемость в торце в месте соприкосновения со струей воды достигается твердость $\sim 180 \text{ HB}$,

* Сплав предложен Е. Ф. Трусовой, А. А. Феединой, В. К. Цветковой, В. А. Исаевым, Г. С. Черняк, В. Н. Кривошеевым, Г. В. Эстулиным, Г. Ф. Кошелевой, В. А. Сироткиным.

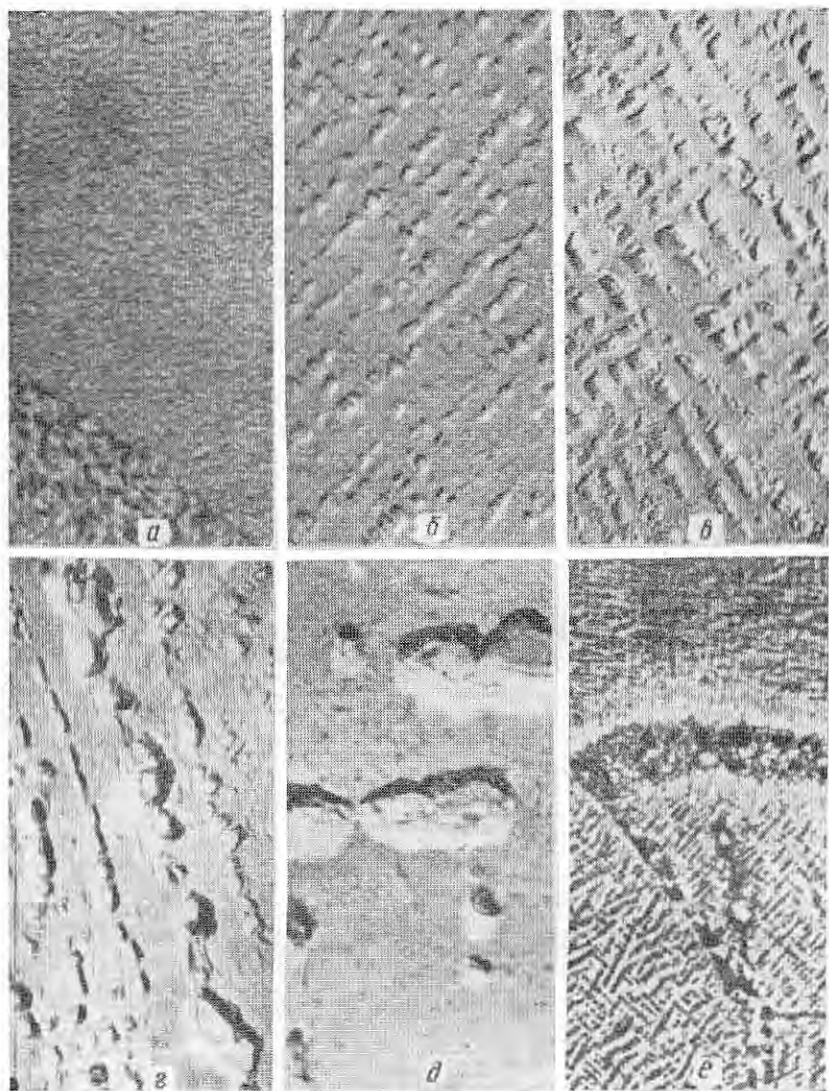


Рис. 280. Микроструктура сплава ЭИ867 после закалки с 1220°C на воздухе и старения. Режим старения:

a — 8 ч при 900°C . $\times 1000$; *б* — то же, $\times 10\ 000$; *в* — 100 ч при 800°C . $\times 10\ 000$; *г* — 100 ч при 900°C . $\times 10\ 000$; *д* — 100 ч при 1000°C . $\times 10\ 000$; *е* — то же, $\times 1000$

то у сплава ЭИ867 она ≥ 270 НВ. Это свидетельствует о том, что интерметаллидная фаза Ni_3Al в этом сплаве образуется с большими скоростями. Старение при 950°C несколько смягчает сплав и позволяет получить наилучшее сочетание жаропрочности и пластичности.

Кроме γ -твердого раствора и фазы Ni_3Al , в сплаве обнаружен двойной карбид типа $Me'_mMe''_n$ и боридная фаза, которую, по

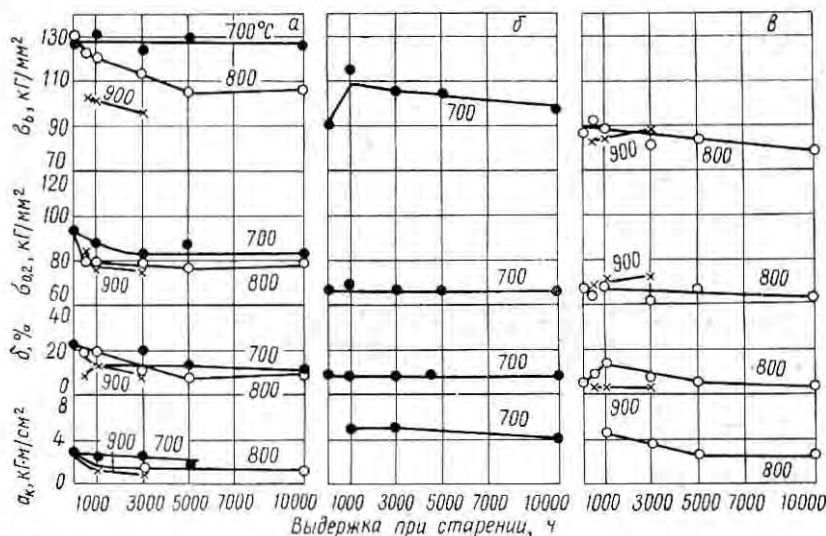


Рис. 281. Влияние длительного нагрева сплава ЭИ867 при температурах 700—900° С на механические свойства при 20 (а), 700 (б) и 800° С (в)

данным К. П. Сорокиной и Н. Ф. Лашко, следует отнести к бориду типа Me_3B_2 .

Наилучшее сочетание свойств наблюдается после закалки с $1200\text{—}1220^\circ\text{C}$ на воздухе и старения при 950°C в течение 8 ч с охлаждением на воздухе (рис. 277, 278).

Сплав ЭИ867, как и сплав ЭИ929, значительно обедняется некоторыми легирующими элементами (Al, Cr) в поверхностных слоях (1—2 мм) при термической обработке в открытых печах, что снижает длительную прочность (рис. 279). Поэтому сравнительно длительный нагрев (4—6 ч) под закалку при столь высоких температурах ($1200\text{—}1220^\circ\text{C}$) следует вести в инертном газе — аргоне, но лучше в вакууме.

На рис. 280 показаны микроструктуры сплава после стандартной термической обработки и различных выдержек при высоких температурах. Эти данные свидетельствуют о том, что длительные выдержки при 900 и 950°C способствуют росту частиц интерметаллидной фазы Ni_3Al .

Свойства сплава при высоких температурах показаны на рис. 2, 3, 5, 6, 13, 16, 17, 85, 228, 247. Значения предела выносливости, полученные на гладких образцах и образцах с надрезом, почти не зависят от температуры в интервале 700—900° С (см. рис. 76).

Длительный нагрев образцов (до 10 000 ч) при 700—900° С вызывает изменение свойств сплава (рис. 281); структурные изменения описаны в работе [184, с. 242].

В целях снятия напряжений, возникающих в деталях в результате наклепа при механической обработке (резание, шлифование и полирование), их дополнительно отжигают в течение 2 ч в среде нейтрального газа при 950° С и затем охлаждают в этой же среде до 600° С.

При работе сплава в виде лопаток при температурах выше 900° С рекомендуется повышать жаростойкость путем алитирования [248, 249].

Сплав ЭП109 (ЭИ867А) *

Этот сложнoleгированный сплав обладает более высокими жаропрочными свойствами (рис. 228, 282), чем сплавы ЭИ867

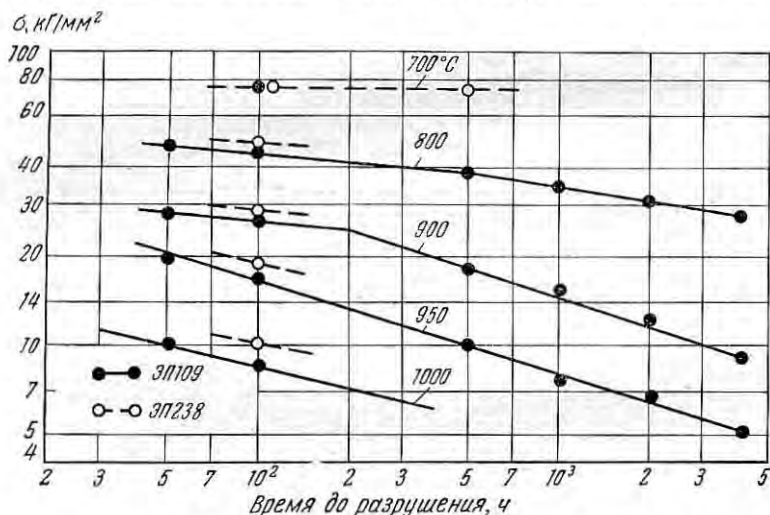


Рис. 282. Длительная прочность сплава ЭП109

и ЭИ929, и по уровню жаропрочности не уступает американскому сплаву удимет 700 [6] и применяется в качестве материала рабочих лопаток. Сплав содержит до 45% фазы Ni₃Al. Он вполне удовлетворительно деформируется при изготовлении полуфабри-

* Сплавы ЭП109 и ЭП238 предложены Е. Ф. Трусовой, А. А. Феединой, В. К. Цветковой и автором.

катов и лопаток газовых турбин. Благодаря более высокой окислительной устойчивости этого сплава при его использовании вместо сплава ЭИ867 повышается срок службы изделия и не требуется алитирования. Однако при работе при более высоких температурах алитирование желательно, так как приводит к повышению срока службы лопаток газовых турбин. Для снятия напряжений применяют 2-ч отпуск при 950° С с охлаждением на воздухе.

Сплав ЭП238

Сложнолегированный сплав ЭП238 содержит 6,4% Al, отличается более высокой жаропрочностью и окислительной устойчивостью и рекомендуется для тех же целей, что и сплав ЭП220 (рис. 209, 228, в и 282). Сплав труднее деформируется в горячем состоянии, чем сплав ЭП109.

Упрочнение сплавов этой группы в основном достигается за счет образования интерме-



Рис. 283. Влияние содержания алюминия и кобальта на длительную прочность сплава типа ЭИ867:

а — 750° С; $\sigma = 70 \text{ кг/мм}^2$; б — 950° С; $\sigma = 22 \text{ кг/мм}^2$

таллидной γ' -фазы типа Ni_3Al . Кроме этой фазы, в сплавах ЭИ867, ЭП109, ЭП238 содержатся карбиды типа Me_6C или Me_{12}C и бориды Me_3B_2 или борид Z. При этом в сплаве ЭИ867 вследствие более высокого суммарного легирования ($\text{Cr} + \text{W} + \text{Mo}$) двойные карбиды образуются после закалки, а в сплавах ЭП109 и ЭП238 — только после старения. Боридная фаза присутствует и после закалки, и после старения.

С увеличением содержания в сплаве алюминия увеличивается количество упрочняющей фазы Ni_3Al и повышается длительная прочность (рис. 283).

С повышением содержания алюминия и других легирующих элементов возрастает способность сплавов к дисперсионному твердению и скорость распада γ' -твердого раствора с образованием γ' -фазы.

Степень распада твердого раствора зависит от скорости охлаждения и температуры гомогенизации сплава (рис. 284). При закалке сплава ЭИ867 с 1220°C с большой скоростью в 10%-ном растворе NaCl обнаружено около 9% γ' -фазы, при охлаждении

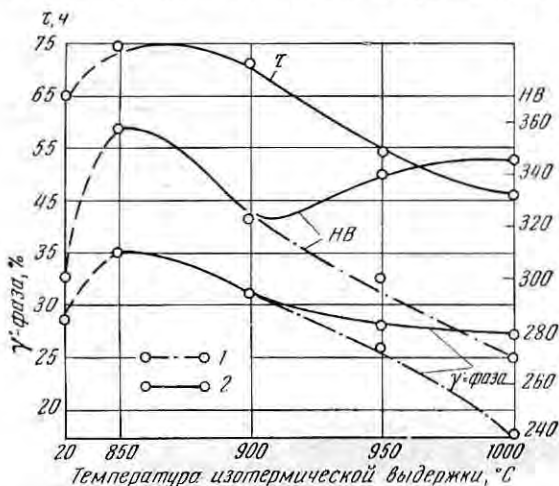


Рис. 284. Влияние температуры 100-ч изотермической выдержки и скорости охлаждения на количество γ' -фазы, твердость и длительную прочность сплава ЭИ867 при 900°C и напряжении 22 кг/мм^2 :

1 — охлаждение в 10%-ной NaCl; 2 — охлаждение на воздухе

в воде 15% и при охлаждении на воздухе — около 27%. В сплавах ЭП109 и ЭП238 при охлаждении на воздухе выделяется большое количество γ' -фазы: 44 и 56% (соответственно).

Полное растворение γ' -фазы у сплавов ЭИ867, ЭП109 и ЭП238 наступает при температурах выше 1200°C .

Режим закалки и старения, а также длительные выдержки практически не влияют на состав γ' -фазы, но значительно изменяют ее количество, дисперсность и распределение. С увеличением содержания алюминия увеличивается количество γ' -фазы и усложняется ее состав за счет большего содержания кобальта и хрома, входящих в состав фазы; кроме того, повышается максимум температуры старения. Этот максимум соответствует 850°C (35% γ' -фазы) для сплава ЭИ867, 900°C (47% γ' -фазы) для ЭП109 и 950°C (63% γ' -фазы) для ЭП238.

Заметное разупрочнение у сплава ЭИ867 наблюдается при 950°C , а у сплавов ЭП109 и ЭП238 — при 1000°C , что исполь-

зудется для некоторого повышения пластичности после закалки и снятия напряжений после механической обработки.

На рис. 285 показано влияние температуры старения на количество γ' -фазы в сплаве ЭИ867 и его твердость, а также на время до разрушения сплавов ЭИ867, ЭП109 и ЭП238.

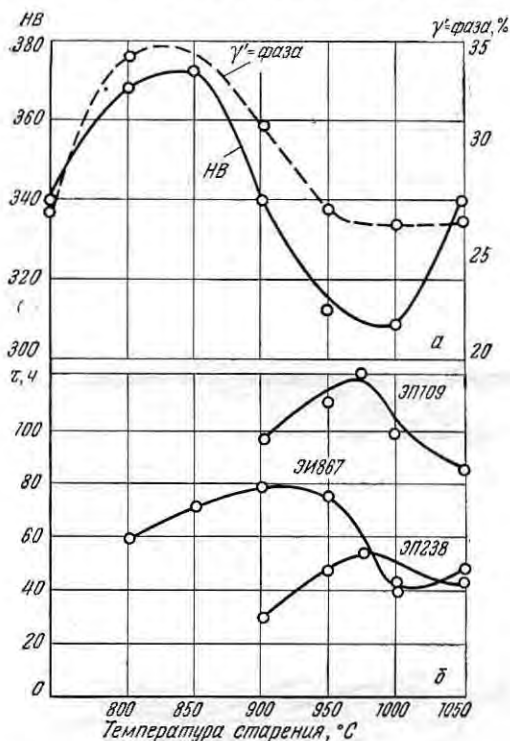


Рис. 285. Влияние температуры старения на твердость сплава ЭИ867 и количество в нем γ' -фазы (а), а также на длительную прочность сплавов ЭИ867, ЭП109, ЭП238 (б):

Сплав	t , °C	σ кг/мм ²
ЭИ867	900	22
ЭП109	900	25
ЭП238	950	22

Никельхромоалюминиевый сплав ЭИ766

Сплав ¹ относится к группе дисперсионно твердеющих, упрочняемых в результате образования интерметаллидной фазы типа Ni_3Al . Сплав имеет высокие жаропрочные свойства при 700—

¹ Сплав предложен сотрудниками ЦНИИЧМ и завода «Электросталь».

850° С, но пониженную пластичность; он нечувствителен к над-
резу, отличается высоким сопротивлением усталости и ползучести
(рис. 286).

Длительная прочность сплава при 700—800° С на 15—20 кг/мм²
выше, чем сплава ЭИ437Б.

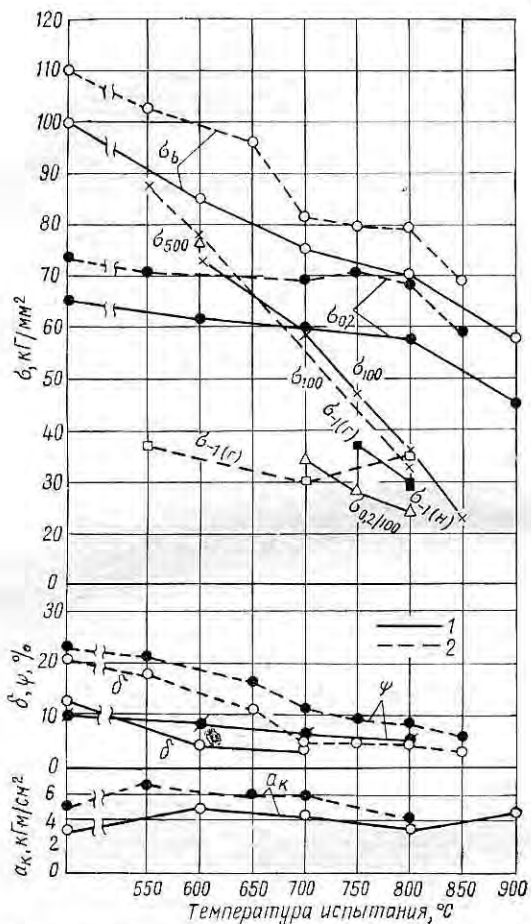


Рис. 286. Изменение механических свойств сплава ЭИ766 в зависимости от температуры испытаний: 1 — закалка с 1200° С, 5 ч, воздух + старение при 925° С, 10 ч, воздух; 2 — закалка с 1150° С, 5 ч, воздух + старение при 925° С, 10 ч, воздух; (Г) — гладкие образцы; (Н) — с надрезом

Поковки обрабатывают по двум режимам: 1) закалка с 1200° С, 5 ч, охлаждение на воздухе + старение при 925° С; 2) закалка с 1150° С, 5 ч, охлаждение на воздухе + старение при 925° С, 10 ч, охлаждение на воздухе. Второй режим обеспечивает лучшее сочетание прочности и пластичности.

ЛИТЕЙНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Сплавы этой группы широко применяются при изготовлении сопловых лопаток, сопловых венцов, цельнолитых роторов и рабочих лопаток газовых турбин различного назначения. Химический состав сплавов, используемых в нашей стране, приведен в табл. 107 [6, 9, 13, 250].

На рис. 287—291 показано изменение различных свойств ряда жаропрочных сплавов в зависимости от температуры испытания.

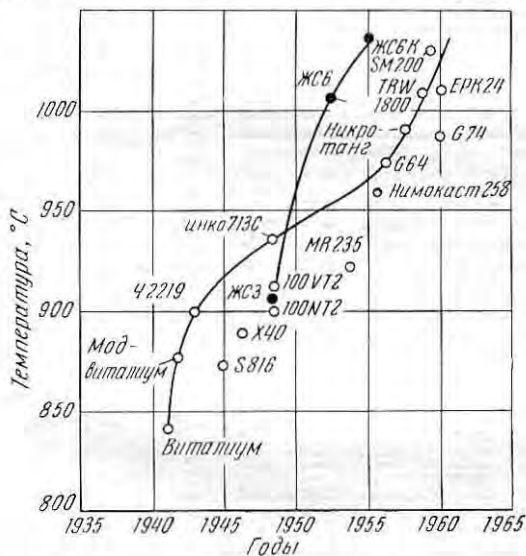


Рис. 287. Диаграммы развития литейных жаропрочных сталей и сплавов в СССР (●) и за рубежом (○) ($\sigma_{100} = 12,6 \text{ кг/мм}^2$)

Так как эти сплавы не подвергаются обработке давлением, они могут быть более легированными, а следовательно, и более жаропрочными, чем деформируемые жаропрочные сплавы. Из-за большего разброса свойств, характерного для неоднородной литой структуры, запас прочности для литых деталей должен быть на 40—50% больше, чем для деформируемых.

Сплавы для сопловых лопаток, исходя из условий эксплуатации этих деталей, наряду с высокой жаропрочностью и окислостойкостью должны обладать высокой термической стойкостью. Сплавы с мелкозернистой структурой лучше противостоят дей-

ТАБЛИЦА 107. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, ЖАРОПРОЧНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Сплав	C	Si	Mn	Cr	Co	Mo	Ti	Al	W	V	Fe	Другие элементы
ЖСЗ	0,11—0,16	≤ 0,6	≤ 0,6	14—18	—	3—4,5	1,6—2,3	1,6—2,2	4,5—6,5	—	≤ 8,0	≤ 0,3V; ≤ 0,02B ≤ 0,015Ce; ≤ 0,02B
ЖСЗД	0,08—0,13	≤ 0,4	≤ 0,4	11—13	—	3,5—4,5	2,5—3,2	4,3—4,8	—	—	≤ 2,0	≤ 0,02B ≤ 0,02B
ЖС6	0,11—0,18	≤ 0,4	≤ 0,4	11,5—13,5	—	4—5,5	2,2—2,8	4,7—5,2	6—8	—	≤ 2,0	≤ 0,02B
ЖС6К	0,13—0,2	≤ 0,4	≤ 0,4	10,5—12,5	4—5	3,5—4,5	2,5—3,0	5—6	4,5—5,5	—	≤ 2,0	≤ 0,02B
ВЖ36-Л1	≤ 0,08	≤ 0,5	≤ 0,5	10—12	—	3,7—4,5	0,4—0,6	4,8—5,2	7—9	0,7—1,1	≤ 1,5	0,10B; 0,01Ce
АНВ300	≤ 0,10	≤ 0,5	≤ 0,5	14—17	—	—	1,4—2,0	4,5—5,5	7—10	—	—	≤ 0,1B
ВЖЛ8	0,1—0,2	≤ 0,7	≤ 0,5	14—17	—	4,5—6	1,8—2,5	2,5—3,5	—	—	8—12	≤ 0,01Ce; ≤ 0,06B
ЭИ893Л	≤ 0,10	≤ 0,5	≤ 0,5	15—17	—	3,5—4,5	1,2—1,6	1,2—1,6	9—10	—	≤ 3,0	—
ЭП99Л	≤ 0,10	≤ 0,6	≤ 0,4	21—24	5—8	3,5—5,0	1,0—1,5	2,5—3,5	6—8	—	≤ 5,0	≤ 0,005B; ≤ 0,002Ce
ЭИ765Л	0,10—0,16	≤ 0,6	≤ 0,5	14—16	—	3,0—5,0	1,0—1,4	1,7—2,2	4—6	—	≤ 3,0	≤ 0,01B

ТАБЛИЦА 108. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Сплав	Термическая обработка	Технические условия	$t_{исп.}$ °C	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ %	ψ %	σ_k кг/мм ²	$\sigma_{100,2}$ кг/мм ²
ЖСЗ	1150° С, 7 ч, воздух	ЧМТУ 3276—55	20	75	—	8,5	14	1,5—2,5	—
			800	56	—	17	1,5—2,5	29—30	
			900	40	—	7	—	10	
ЖСЗДК	1200° С, 2—4 ч, воздух	АМТУ 491—63	20	105	80	6—10	10—15	3—6	—
			850	85	45	7	8	3—4	38
			900	75	—	8—12	8—16	2,8—3,4	29—30

Сплав	Термическая обработка	Технические условия	$t_{\text{исп}}$ °C	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ %	ψ %	a_k кг-м/см ²	σ_{100} кг/мм ²
ЖС6	1200°С, 4 ч, воздух	АМТУ 448—59	20	104	—	1	2	2—4	—
			800	85	—	0,5	1,5	1,5—2,0	50
			900	78	—	2,5	3	3,0—3,5	28
ЖС6К	1200±20°С, 4 ч, воздух	АМТУ 448—59	20	100	—	2,5	6,5	1—3	—
			800	92	—	2	5	—	52
			900	78	—	2	3	—	32
ВЖЗ6-Л1	950°С, 10 ч, воздух	АМТУ 45—59	750	76	68	3—5	2	1—2	50
			850	70	57	3—5	2	—	35
			950	51	30	—	11	—	16
ЭИ857 (Л114)	1190±10°С, 10 ч, воздух + +1050°С, 5 ч, воздух	ТУС 6363—57	1000	40	30	—	15	—	10
			1100	20	—	—	—	—	—
			800	70	68	0,5—2	2,5—2	0,5—2,0	53
АНВ300	1200°С, 10 ч, воздух	АМТУ 372—56	900	65	50	0,7—4	2,5—7,0	0,7—2	32
			1000	40	30	4,0—15	2,5—8,0	1,2—2	18
			850	70	—	10—20	15—30	1,5—2,5	—
ВЖЛ8	1150°С, 4 ч, воздух + +1080°С, 4 ч, воздух	АМТУ 454—59	700	62	60	5	5—10	>1,5	60
			800	62	60	6	10—15	>1,5	34
			900	43	40	10	15—20	>1,5	15
ЭИ765Л	1150°С, 3 ч, масло + старе- ние при 800°С, 20 ч, воздух	СТУ	950	25	—	—	—	—	9
			800	68—73	48—55	8—14	10—14	1,5—3,5	—
			600	60—63	41—45	13—19	15—20	4,8—5,3	—
			650	57—62	40—45	10—15	10—24	5,4—6,5	—
			700	60—65	40—47	10—17	17—21	5,9—6,6	—
			750	60—65	41—45	12—22	22—28	4,6—6,6	—
			800	53—65	41—45	10—22	17—40	3,4—5,7	—

ствию теплосмен, но крупнозернистые имеют лучшую длительную прочность при высоких температурах.

Большинство сплавов применяют в термически обработанном состоянии (табл. 108). Во избежание выгорания легирующих элементов (Cr, Ti, Al и В) термическую обработку проводят либо

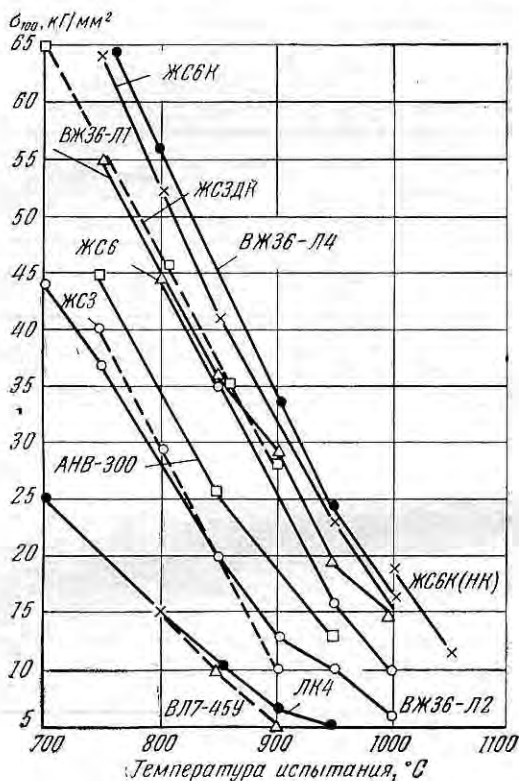
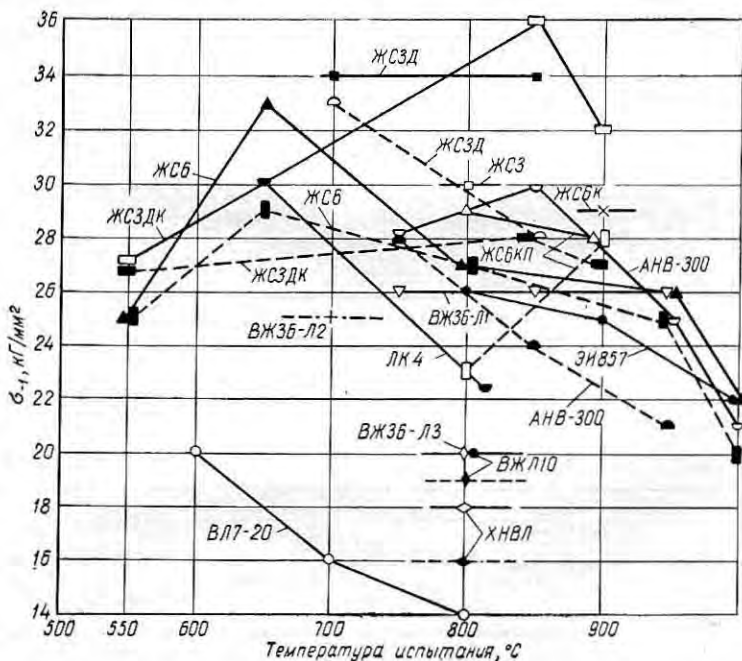
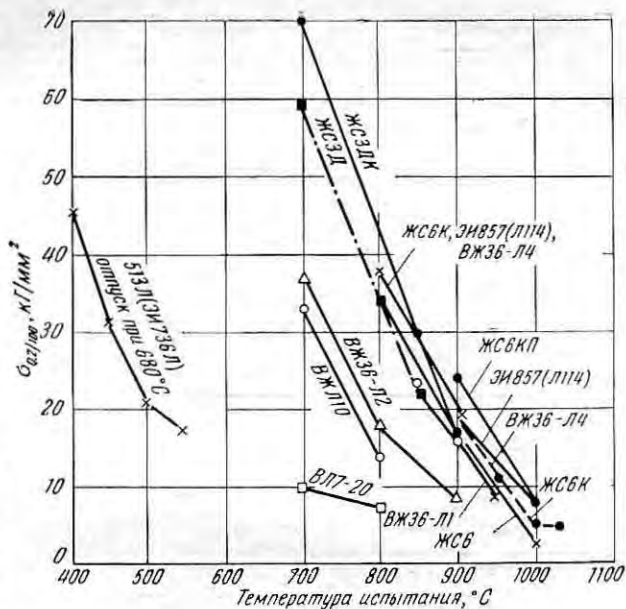


Рис. 288. Изменение 100-ч длительной прочности литейных жаропрочных сталей и сплавов в зависимости от температуры испытания

в нейтральной (аргон, гелий) или защитной атмосфере, либо в вакууме.

Литые лопатки газотурбинных двигателей в некоторых случаях подвергают алитированию в сухих смесях или путем погружений в жидкий алюминиевый сплав с последующим диффузионным нагревом при высоких температурах. Алитирование (хромоалитирование) повышает сопротивление окислению поверхностных слоев и термостойкость детали в целом,



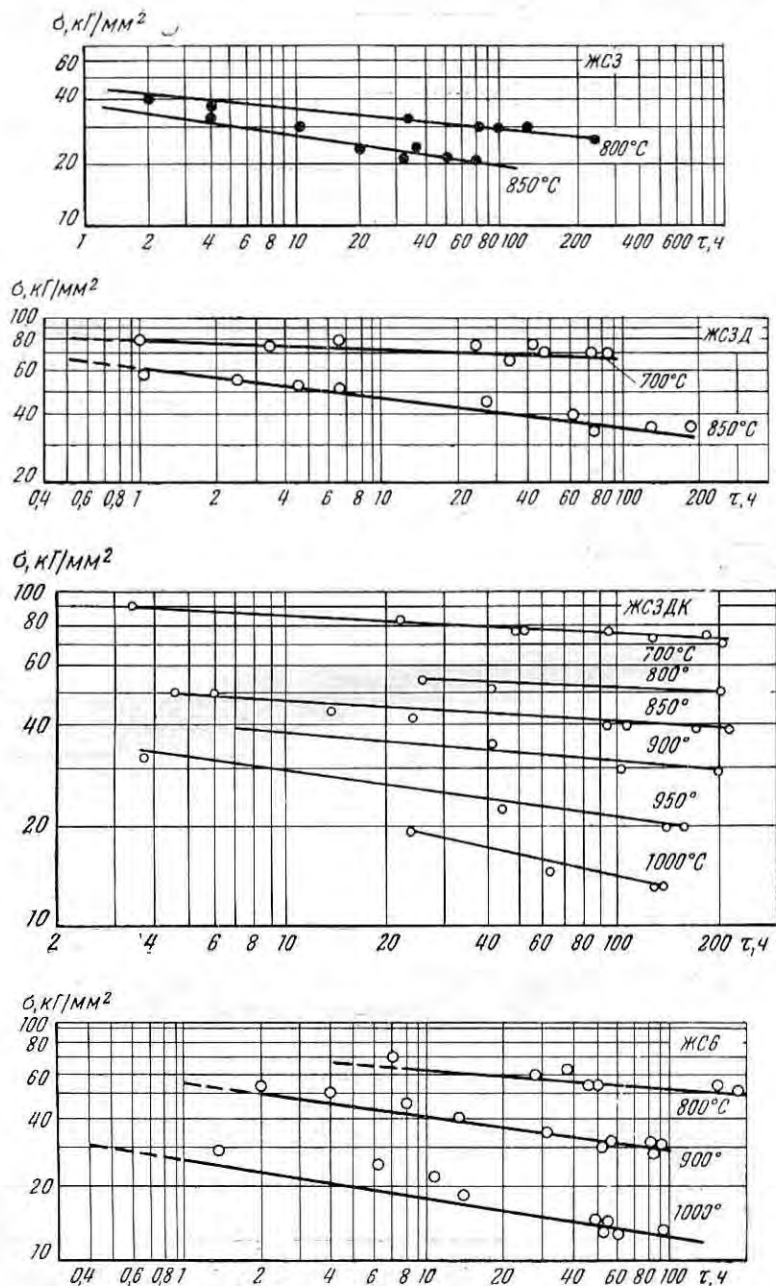
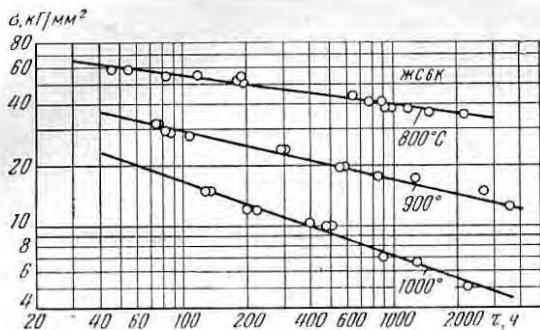
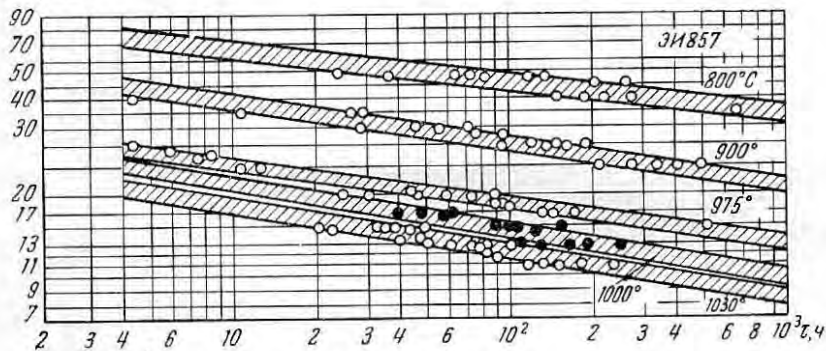


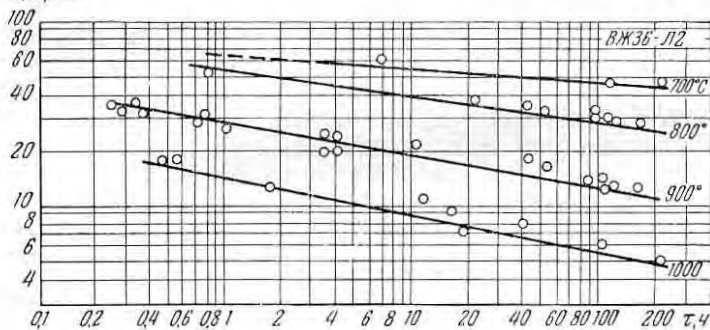
Рис. 291. Диаграммы длительной прочности литейных жаропрочных сплавов на никелевой основе при различных температурах



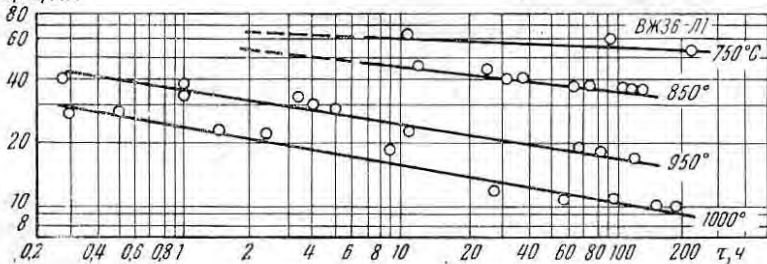
$\sigma, \text{кг/мм}^2$



$\sigma, \text{кг/мм}^2$



$\sigma, \text{кг/мм}^2$



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

В литейных жаропрочных сплавах образуются те же упрочняющие фазы, что у деформируемых, но наблюдается несколько иное распределение фаз и легирующих элементов, связанное с особенностями литой структуры.

Междендритные объемы, как правило, обогащены примесями легкоплавких элементов, окислами, сульфидами, другими легкоплавкими фазами. Разрушение при высоких температурах происходит в этих местах. По осям дендритов наблюдается обогащение более тугоплавкими элементами и фазами, образующимися в процессе застывания.

Более равномерному распределению легирующих элементов между твердым раствором, фазами и в объеме способствует применение высокотемпературного нагрева при закалке. Благодаря такому нагреву достигается более равномерное выделение упрочняющих фаз при последующем старении, а следовательно, повышаются механические свойства сплава (сочетание прочности и пластичности) и эксплуатационная надежность деталей. Выделение фаз может происходить не только при длительном старении, но для сложнолегированных сплавов с Ti, Al, W, Mo и в процессе не очень быстрого охлаждения (на воздухе) при закалке. Поэтому количество и форма распределения фаз, а следовательно, и свойства сплава зависят от скоростей остывания отливки в конкретной форме и от режимов термической обработки.

При термической обработке величина зерна у литых сплавов практически мало изменяется и дендритная неоднородность в структуре, несмотря на гомогенизирующую обработку, полностью не устраняется. Весьма важно в результате термической обработки получить настолько стабилизированную структуру, чтобы при работе детали в условиях действия температуры и напряжений последующие структурные изменения были минимальными.

В зависимости от состава и режима термической обработки в литейных жаропрочных сплавах на никелевой основе, согласно данным С. Т. Кишкина, Н. Ф. Лашко и др., образуются следующие фазы:

1. Интерметаллидная γ' -фаза (α' -фаза) с г. ц. к. решеткой типа Ni_3 (Al, Ti), имеющей параметры $a = 3,56 \div 3,60 \text{ \AA}$ в зависимости от содержания в ней титана. Эта фаза распределяется относительно равномерно и в начальной стадии образования имеет кубическую форму (рис. 292).

Количество и характер распределения γ' -фазы в жаропрочных литых сплавах зависят от легирования, скоростей охлаждения при застывании отливки и термической обработки.

У сплавов, относительно мало легированных (ЭИ437Б, ЖСЗ), количество γ' -фазы сильно меняется в зависимости от ско-

рости охлаждения и продолжительности изотермических выдержек.

При высоком содержании титана или алюминия или суммы (Al + Ti) γ' -фаза образуется даже при быстром охлаждении в процессе закалки с 1150—1200° С, причем тем в большем количестве, чем сложнее легирован сплав (Ti + Al + Mo + W) (рис. 292).

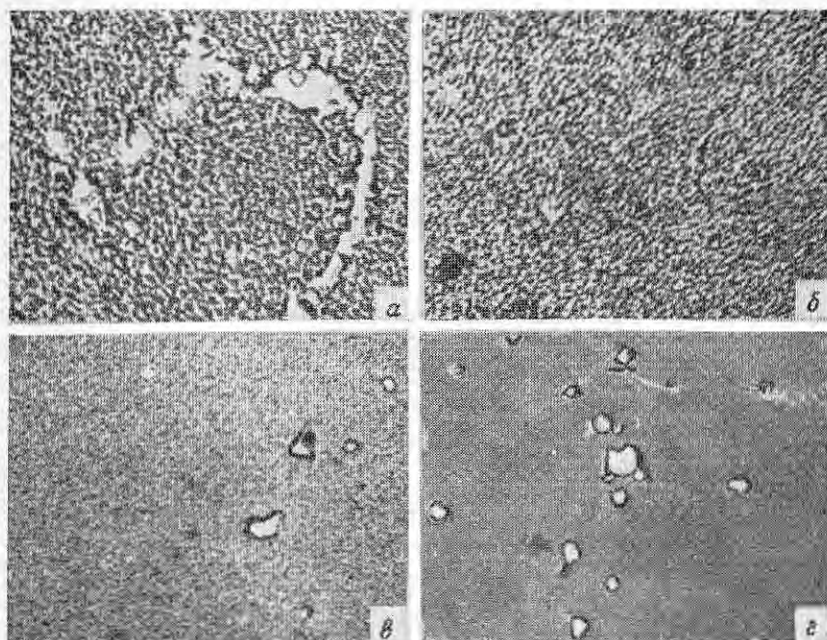


Рис. 292. Микроструктура сплава ЖС6К после охлаждения с 1200° С с различной скоростью. $\times 500$:

а — в воде; *б* — в масле; *в* — на воздухе; *г* — в печи

Для сплава ЖС6, согласно данным Н. Ф. Лашко и К. П. Сорокиной, в зависимости от скорости охлаждения при закалке с температурой 1200° С (4а) γ' -фаза выделяется в следующих количествах, %:

С печью	44,6
На воздухе	44,5
В масле	40,0
В воде	37,2

При охлаждении с печью γ' -фаза выделяется в виде частиц, видимых под микроскопом при увеличении 1000, при охлаждении

на воздухе — в виде выделений высокой степени дисперсности. В случае охлаждения в воде и масле γ' -фаза еще более дисперсна и невидима под световым микроскопом.

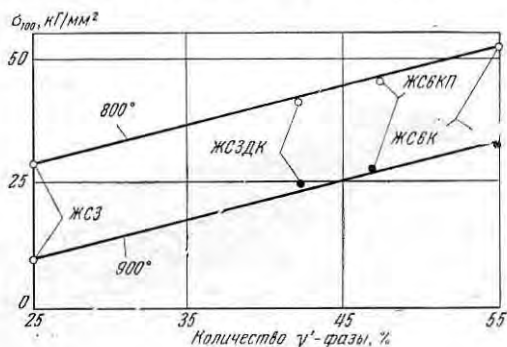


Рис. 293. Изменение 100-ч длительной прочности сплавов типа ЖС в зависимости от количества фазы γ'

Наилучшее сочетание свойств пластичности и жаропрочности у большинства сплавов с интерметаллидным упрочнением достигается после охлаждения на воздухе.

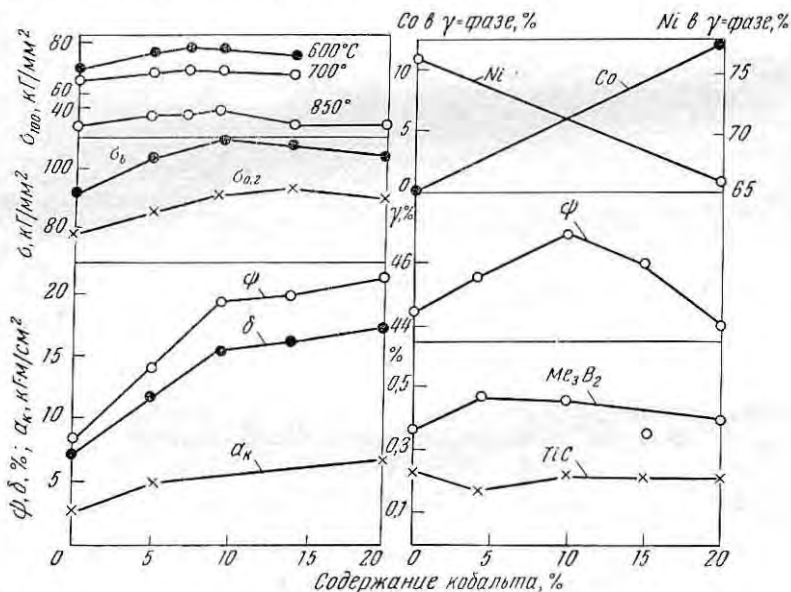


Рис. 294. Влияние кобальта на изменение свойств сплава ЖС6 и его фазовый состав

Влияние легирования и количества упрочняющей γ' -фазы на 100-ч длительную прочность сплавов типа ЖС показано на рис. 293.

Введение кобальта в литейные никелевые сплавы оказывает положительное влияние на повышение жаропрочности и пластичности (рис. 294), изменяет количество γ' -фазы и боридной фазы. Одновременно изменяется состав интерметаллидной фазы: часть никеля в γ' -фазе замещается кобальтом, тогда как содержание других элементов (Al, Ti, Mo, W, C) не меняется.

2. Карбидные фазы. В зависимости от легирования и термической обработки в литейных жаропрочных сплавах образуются

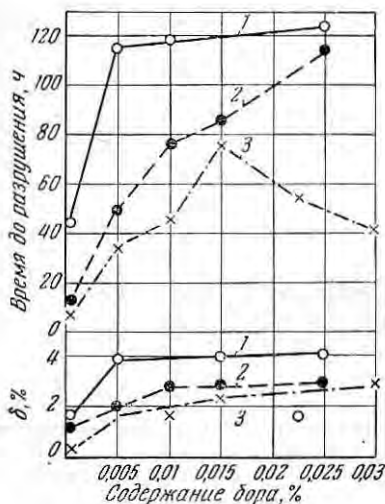


Рис. 295. Влияние бора на длительную прочность сплава ЖС6 при 975°C ($\sigma = 15 \text{ кг/мм}^2$). Цифры на кривых — номера плавков

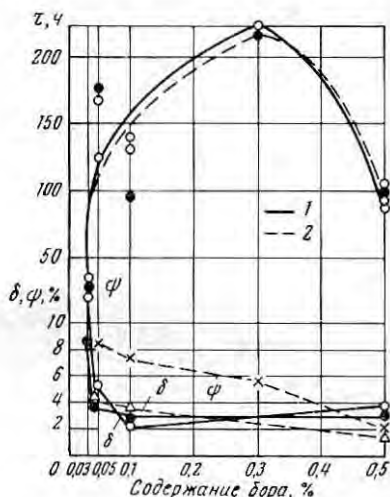


Рис. 296. Влияние бора на длительную прочность сплава ВЖ36-Л1 при 900°C и $\sigma = 15 \text{ кг/мм}^2$. Термическая обработка:

1 — отжиг при 950°C , 10 ч, охлаждение на воздухе; 2 — закалка с 1200°C , 4 ч, воздух + старение при 950°C ; 10 ч, воздух

карбидные фазы различного типа. Большая часть углерода связывается в первичные малорастворимые карбиды титана типа TiC, а в присутствии азота — в карбонитриды титана Ti(CN). Карбиды титана образуют с никелем эвтектику, имеющую пониженную температуру плавления, что служит причиной их распределения в междендритных объемах.

Распределение карбидов и нитридов титана в литой структуре зависит от условий кристаллизации (температуры заливки и скоростей охлаждения). При заливке с высоких температур и медленном охлаждении карбиды и карбонитриды более грубые и, выделяясь по границам зерен, образуют сетку (каркас); при быстром охлаждении они выделяются в виде более мелких образований. На негравленых шлифах карбиды титана или карбонитриды имеют

вид кубических или полиэдрических включений розоватого цвета.

Кроме карбидов титана и карбонитридов, углерод в литейных никелевых сплавах образует двойные карбиды типа $Me'_n Me''_m C$, где $Me'_n = Ni, Co, Fe, Si$, а $Me''_m = W, Mo, Nb, Cr$.

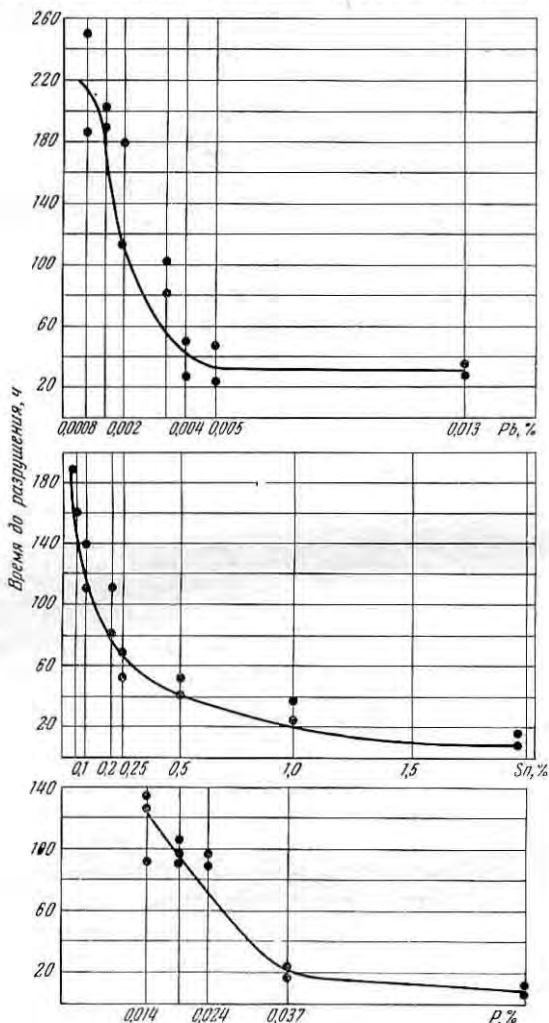


Рис. 297. Влияние свинца, олова и фосфора на длительную прочность сплава ЖС6К при $975^{\circ}C$ и $\sigma = 15 \text{ кг/мм}^2$ (К. Я. Шпунт)

Двойные карбиды и карбиды типа $Cr_{23}C_6$ выделяются преимущественно по границам зерен в виде сетки или оторочки, что отрицательно сказывается на пластичности сплавов. Форма рас-

пределения двойных карбидов зависит от режима термической обработки: чем выше температура закалки, тем грубее выделения.

3. Боридные фазы. Бор в оптимальных количествах оказывает положительное влияние на жаропрочные свойства никелевых литейных сплавов (рис. 295), образуя боридные фазы типа Cr_3B_2 , в которые входят другие легирующие элементы (молибден, вольфрам): $(Mo, W)_n Cr_m B_2$ или $(Mo, W, Cr)_3 B_2$.

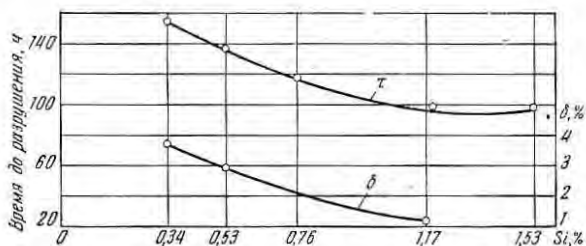


Рис. 298. Влияние кремния на длительную прочность сплава ЖСЗ при $800^{\circ}C$ и $\sigma = 25 \text{ кг/мм}^2$

Бор образует ликвационные эвтектические скопления по границам зерен, что сказывается на пластичности сплавов и сообщает им чувствительность к перегревам.

Поэтому бор влияет на свойства сплавов неоднозначно, что хорошо видно из данных рис. 296. При больших количествах бор снижает длительную прочность.

При выплавке жаропрочных сплавов и подборе шихты необходимо обращать внимание на чистоту сплавов и снижение содержания в них вредных примесей (рис. 297). Кремний оказывает отрицательное влияние на жаропрочность сплавов и его содержание должно быть по возможности низким (рис. 298).

СВОЙСТВА ОТДЕЛЬНЫХ МАРК ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛОВОЙ ОСНОВЕ

На рис. 288—291 и 299 показано изменение различных характеристик жаропрочных литейных никелевых сплавов в зависимости от температуры, а на рис. 300 дана термическая стойкость некоторых из этих сплавов в условиях испытания моделей сопловых лопаток на специальной установке типа камеры сгорания.

Для сравнения на последнем рисунке приведены данные для нескольких опытных плавок никелевых и кобальтовых спла-

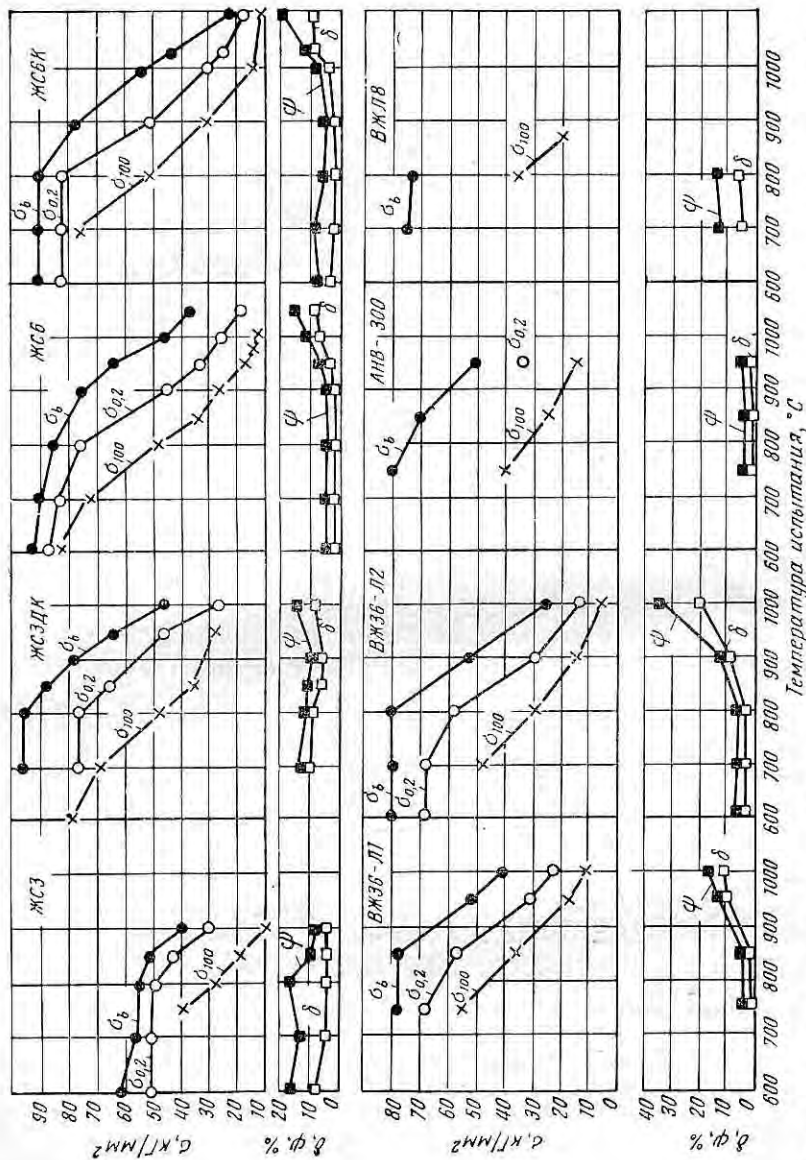


Рис. 299. Изменение механических свойств литейных никелевых сплавов в зависимости от температуры испытания

вов, эквивалентных зарубежным сплавам (сплав HS-242 эквивалентен сплаву нимоник 242; 4K66-Я — сплаву HS-23, сплав K14H56Л-Я — сплаву уаспаллой) [251].

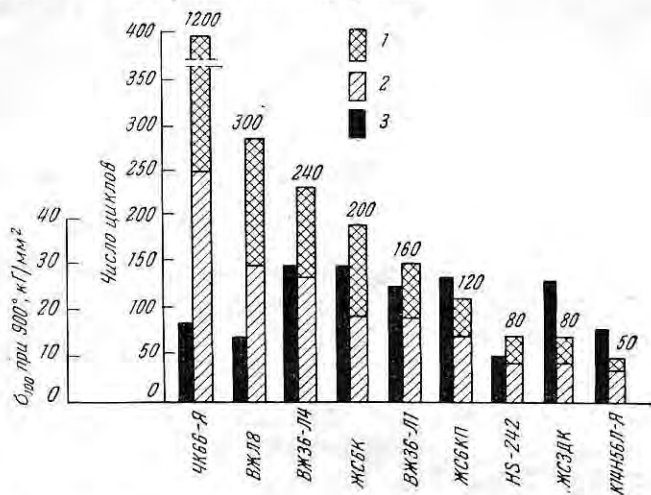


Рис. 300. Термическая стойкость и длительная прочность различных сплавов при 900°С:

1 — появление сквозной трещины; 2 — появление поверхностной трещины; 3 — длительная прочность

Сплав ЖСЗ (ЭИ618)

Из сплава изготавливают сопловые лопатки газотурбинных двигателей, вполне удовлетворительно работающие при температуре газа 800—850°С. Литые подвергаются термической обработке — закалке с 1150°С (выдержка 7 ч) на воздухе [250].

Сплав имеет достаточно высокую прочность, но невысокую пластичность при комнатных и высоких температурах (см. рис. 287—290, 298, 299) и жаростойкость до 950—1000°С.

Линейная усадка при заливке в стержневые формы составляет 2,1—2,3%, а в горячие керамические 0,4—0,8%.

Сплав ВЖ36-Л1

При изучении Т. М. Федоровой влияния алюминия и бора на жаропрочные и другие свойства системы 70Ni—10Cr—8W—4Mo установлено, что оптимальное содержание алюминия в сплаве должно быть около 5,3% и бора около 0,1%. При меньшем содержании алюминия стойкость образцов при испытании на длительную прочность при 950°С и $\sigma = 15 \text{ кг/мм}^2$ падает вследствие высокой пластичности, а при большем — из-за недостатка пластичности (табл. 109).

ТАБЛИЦА 109. СВОЙСТВА СПЛАВА ВЖ36-Л1

$t_{\text{лп}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$\sigma_{0,2}, \text{кг/мм}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$E_{\text{стат}}, \text{кг/мм}^2$	$E_{\text{дин}}, \text{кг/мм}^2$	$\sigma_{100}, \text{кг/мм}^2$	$\sigma_{0,2/100}$ (по остаточной деформации), кг/мм^2	σ_{-1} (на базе 10^7 циклов), кг/мм^2
20	83	71	2,5—6,0	6,0	19 000	22 200	55	—	26
750	76—80	68	1,3—3,5	2,0	15 500	17 200	35—36	23	26
850	76—80	57	1,5—3,2	2,0	14 000	16 100	16—17	9,0	26
950	51	30	9,0	11,5	12 200	—	10	—	—
1000	40	22	10,0	16,0	11 700	—	—	—	—

На рис. 296 показано влияние бора на жаропрочность и пластичность сплава ВЖ36-Л1 после двух режимов обработки.

Кроме указанных элементов, для измельчения зерна в отливках в сплав вводят 0,5% V и 0,5% Ti. В литом состоянии сплав имеет тонкодисперсную структуру без грубых выделений второй фазы. Он представляет собой твердый раствор с г. ц. к. решеткой, в котором видны частицы упрочняющей γ' -фазы, а по границам — боридная эвтектика.

Сплав ВЖ36-Л1 практически не содержит титана, упрочняющие фазы Ni_3Al и борид титана $(\text{Mo}, \text{W})_n\text{Cr}_m\text{B}_2$. Оптимальная температура заливки 1560°C , жидкотекучесть сплава удовлетворительная.

Сплав применяют при изготовлении цельнолитых роторов газовых турбин, работающих не выше 900°C .

Литье сплава производят в вакууме.

Сплав АНВ-300 *

Свойства показаны на рис. 287—290, 299. Сплав используют для изготовления сопловых лопаток авиационного газотурбинного двигателя и рабочих лопаток газотурбинного автобусного двигателя НАМИ [250]. Отливки изготовляют методами точного литья в вакууме. Сплав обеспечивает надежную работу деталей при температурах до 900°C .

Сплав ЖС6

Этот сплав широко применялся для сопловых и рабочих лопаток, но был заменен более пластичным сплавом ЖС6К [250]. Обладает высокими жаропрочными свойствами при 800 — 1000°C .

Свойства сплава приведены на рис.* 287—290, 299—301, влияние температуры нагрева на фазовый состав показано на рис. 302.

* Сплав разработан С. Т. Кишкиным, И. И. Корниловым, Л. Н. Газезьяном и др.

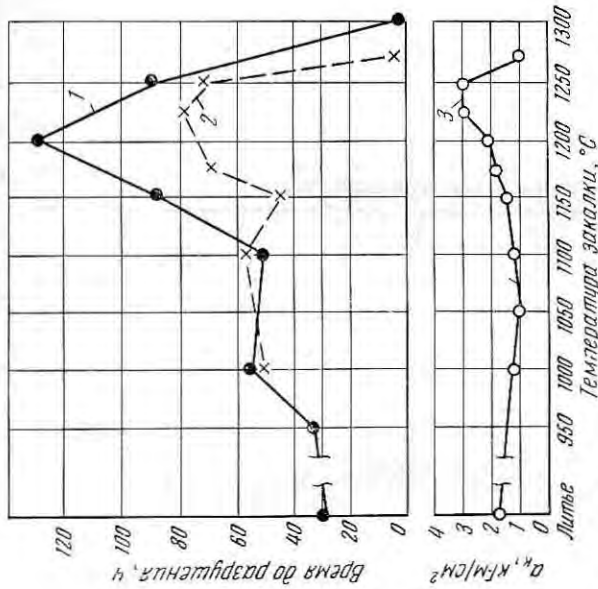


Рис. 301. Влияние температуры закалки на свойства сплавов ЖС6 и ЖС6К:
 1 — сплав ЖС6, $t_{\text{исп}} = 990^\circ\text{C}$, $\sigma = 15 \text{ кг/мм}^2$; 2 — сплав ЖС6К, $t_{\text{исп}} = 1030^\circ\text{C}$, $\sigma = 15 \text{ кг/мм}^2$; 3 — сплав ЖС6К, ударная вязкость при 20°C

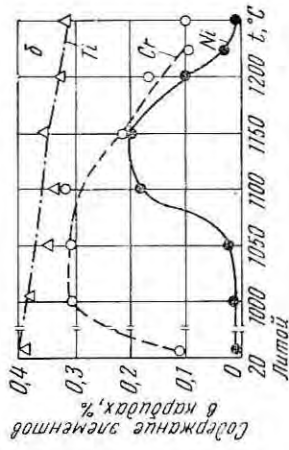
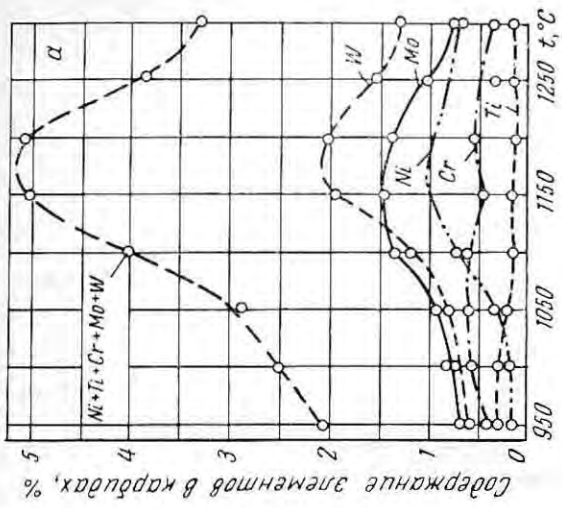


Рис. 302. Изменение содержания легирующих элементов в карбидах сплавов ЖС6 (а) и ЖС6К (б) после нагрева в течение 4 ч при разных температурах

Детали изготовляют методом точного литья при выплавке сплава в вакууме. Температура заливки 1500—1600° С. Линейная усадка 2,0—2,5%. Высокую жаропрочность отливки приобретают после термической обработки (см. табл. 108).

Сплав ЖС6К

Сплав имеет наиболее высокие жаропрочные свойства из сплавов на никелевой основе, применяется для изготовления рабочих сопловых лопаток и цельнолитых роторов небольших размеров, работающих при 800—1050° С [13, 250; 61; 41; 251]. При температурах около 950° С и продолжительном сроке службы для повышения окалиностойкости необходимо применять алирование.

Согласно исследованиям С. Т. Кишкина, Н. Ф. Лашко и др., кобальт оказывает положительное влияние на повышение ударной вязкости и удлинение, но мало влияет на кратковременную и длительную прочность (см. рис. 294).

Высокие жаропрочные свойства сплава ЖС6К достигаются после термической обработки — закалки с 1210—1220° С с охлаждением на воздухе.

Для снятия остаточных напряжений после механической обработки применяют отжиг при 950° С в течение 2 ч в среде осушенного аргона.

Механические свойства сплава ЖС6К приведены в табл. 110, а изменение длительной прочности и пределов выносливости в зависимости от температуры показано на рис. 287—290, 299, 300.

ТАБЛИЦА 110. СВОЙСТВА СПЛАВА ЖС6К *
ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

$t_{\text{исп.}}$ °С	Кратковременные испытания				Длительная прочность кг/мм ²		
	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ %	φ %	σ_{1000}	σ_{5000}	σ_{10000}
20	100—107	88—94	1,5—7	8—16	—		
850	87	85	1,0	4,7	28	20 **	17 **
950	60	52	2,5	5,0	10	6,5	5,6 **
1000	45	38	2,3	5,0	7,0	4,0	3,5

* Химический состав сплава: 0,11% С; 10,4% Cr; 5,0% W; 4,1% Mo; 3,74% Co; 2,6% Ti; 5,0% Al; 0,8% Fe. ** Экстраполировано.

Свойства и фазовый состав сплава ЖС6К в процессе старения после стабилизирующей термической обработки, состоящей из нагрева при 1200° С, охлаждения с печью до 1050° С и охлаждения на воздухе, изменяются практически очень мало. Предел прочности

колеблется в пределах 80—90 кг/мм², но пластичность при увеличении продолжительности старения уменьшается.

В табл. 111 приведены механические свойства сплава ЖС6К в состоянии после литья и указанной термической обработки при комнатной и высоких температурах.

ТАБЛИЦА 111. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТОГО СПЛАВА ЖС6К В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ И ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО СТАРЕНИЯ (по данным ЦКТИ)

Термическая обработка	НВ	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	σ_0 кг/мм ²	δ %/о	φ %/о	a_k кг-м/см ²
Без обработки	350	90,0	100,0	4,0	4,5	1,7
Нагрев до 1200° С, 4 ч, охлаждение с печью до 1050° С, 4 ч, охлаждение на воз- духе	340	85,5— 89,0	90,4— 100,0	3,3—9,0	3,5—7,0	1,0—2,5
Нормализация с 1200° С, 4 ч + 1050° С, 4 ч	340	86,0	90,0	3,3	3,5	1,0
То же + 800° С, 1000 ч	330	80,0	85,0	2,0	4,5	0,8
То же + 800° С, 3000 ч	330	78,0	78,5	1,2	3,0	0,6
То же + 850° С, 1000 ч	330	78,0	81,0	2,3	2,5	0,8
То же + 850° С, 3000 ч	320	75,0	77,0	2,0	3,2	0,7
То же + 950° С, 1000 ч	330	76,0	81,0	1,2	2,8	0,6
То же + 950° С, 3000 ч	320	70,0	82,0	2,5	5,0	1,0
То же + 1000° С, 1000 ч	330	78,0	81,0	1,0	2,0	0,5
То же + 1100° С, 500 ч	330	78,0	84,0	1,7	2,0	0,5

В литом состоянии γ' -фаза равномерно распределена в виде глобулярных дисперсных выделений; имеются также грубые выделения ее по границам зерен. При медленном охлаждении в литом сплаве дополнительно выделяются упрочняющие карбидные фазы $Me'_n Me_m^2 C$ и $Me_{23} C_6$. Кроме того, по границам зерен наблюдаются грубые выделения первичных карбидов титана типа TiC. Длительное старение при 850—1100° С ведет к уменьшению содержания карбида $Me_{23} C_6$ и увеличению количества двойного карбида типа $Me'_n Me_m^2 C$.

Термическая стойкость сплава ЖС6К достаточно высока, но он все же уступает жаропрочным сплавам на кобальтовой основе [251].

Согласно данным С. Т. Кишкина, Н. Ф. Лашко и др., сплав ЖС6К имеет высокую структурную стабильность, благодаря чему обеспечивается высокая жаропрочность при рабочих температурах [13]. В процессе эксплуатации рабочих лопаток количество γ' -фазы несколько уменьшается в поверхностных слоях и в тонкой части лопаток, что видно из данных табл. 112.

ТАБЛИЦА 112. СВОЙСТВА СПЛАВА ЖС6К ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ РАБОТЫ ИЗДЕЛИЯ

Длительность работы лопатки, ч	Количество γ' -фазы, %		t^* , ч	σ_b , кг/мм ²	
	в замковой части	в перелопатки		сердцевины	поверхностного слоя
1200	50	45	28	97	90
3000	55	48	33	99	65
6000	55	40	35	91	74

* t — время до разрушения при 975° С, $\sigma = 20$ кг/мм².

ТАБЛИЦА 113. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА ВЖЛ8 (кг/мм²)

Температура испытания, °С	σ_{500}	σ_{1000}	σ_{2000}	σ_{4000}
700	53	51	49	44
800	27	22	19	17
900	10—11	9	8	7
950	6	5	4	—

Исследования показали, что даже через 6000 ч эксплуатации свойства сплава ЖС6К находятся примерно на уровне свойств исходного материала.

Свойства литого жаропрочного сплава ЖС6К применительно к энергетическим силовым установкам с нормальным и повышенным содержанием хрома изучались в работе [61, с. 41] (табл. 111).

Сплав ЖС6К обычного состава с 10% Сг рекомендуется для лопаток с рабочей температурой газа до 1000° С при продолжительности службы 5000 ч. Однако это обеспечивается в том случае, если нет условий, способствующих газовой коррозии, т. е. если в газовой среде отсутствуют окислы железа.

Алитирование повышает окалиностойкость и эксплуатационную стойкость сплава ЖС6К.

По данным [61, с. 41], сплав типа ЖС6К с 21—24% Сг имеет высокую окалиностойкость до 1100° С, но большую склонность к охрупчиванию при 700—800° С и значительно меньшую жаропрочность при 950° С ($\sigma_{1000} = 4$ кг/мм²). При 1000° С его жаропрочность ($\sigma_{1000} = 1,7$ кг/мм²) в 2—5 раз меньше, чем у обычного сплава.

Сплав выплавляют в вакуумных печах. Детали изготовляют методом точного литья по выплавляемым моделям с использованием до 50% литейных отходов.

Температура заливки металла в литейные формы в вакууме 1500—1600° С в зависимости от массы и конфигурации деталей. Жидкотекучесть сплава хорошая, линейная усадка 2—2,5%.

Сплав применяют для изготовления сопловых лопаток, привариваемых к сопловому аппарату (кольцу), а также к диску при изготовлении сварных роторов. Сплав имеет высокие жаропрочные свойства (рис. 299, 300), позволяющие применять его до 850°C , а после алитирования — до $900-950^{\circ}\text{C}$.

Бор, титан и алюминий оказывают существенное влияние на длительную прочность (рис. 303 и 304). Сплав сваривается с применением электродов ИМЕТ-4П и электродной проволоки Х20Н80. Важной особенностью сплава является отсутствие в его составе кобальта. Сплав обладает высокой стойкостью против образования трещин в условиях частых теплосмен (рис. 300). После термической обработки, приведенной в табл. 108, сплав ВЖЛ8 имеет пределы длительной прочности, указанные в табл. 113.

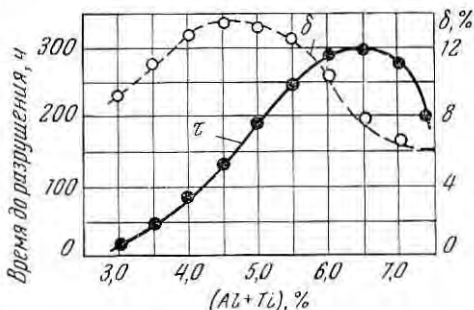


Рис. 303. Влияние суммарного содержания алюминия и титана на длительную прочность сплава типа ВЖЛ-8 при 815°C и $\sigma = 24,5 \text{ кг/мм}^2$, а также на пластичность

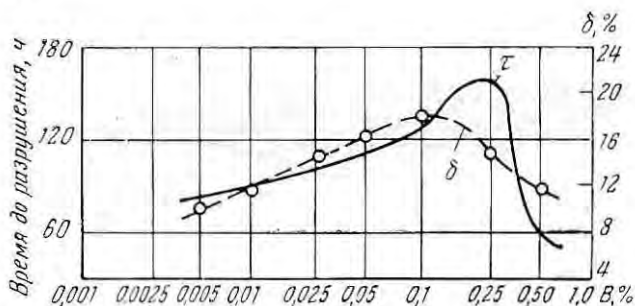


Рис. 304. Влияние содержания бора на длительную прочность сплава типа ВЖЛ8 при 815°C и $\sigma = 24,5 \text{ кг/мм}^2$, а также пластичность при тех же условиях испытания

Выплавку сплава при изготовлении деталей методом точного литья производят в вакууме, температура заливки $1500-1540^{\circ}\text{C}$, жидкотекучесть хорошая, линейная усадка $0,55\%$, объемная $1,9\%$. Детали подвергают термической обработке (см. табл. 108) в вакууме или в среде аргона.

Сплавы ЖСЗД и ДК

Эти сплавы применяют при изготовлении цельнолитых фасонных деталей, работающих до 900°C . Сплав имеет более высокую жаропрочность, чем ЖСЗ, что видно из данных рис. 288, 290, 291, 293, 299, 300 [13, с. 308].

Детали изготовляют методом точного литья при температуре заливки металла $1450\text{--}1510^{\circ}\text{C}$. Литые подвергаются термической обработке, состоящей из нагрева до $1200\text{--}1220^{\circ}\text{C}$ и охлаждения на воздухе.

Сплав ВЖ36-Л2

Сплав обладает высокой окалинстойкостью (до $1050\text{--}1100^{\circ}\text{C}$), имеет повышенные механические свойства до 900°C (см. рис. 288—290, 299) и предназначен для рабочих и сопловых лопаток и других деталей, которые должны иметь высокую окалинстойкость [5]. Сплав обладает высокими литейными свойствами при температуре заливки $1520\text{--}1560^{\circ}\text{C}$.

Сплав ХН70ВМЮТЛ (ЭИ765Л)

Сплав предназначен для высоконагруженных деталей, работающих при 800°C до $10\,000\text{ ч}$ [11]. Сплав отличается высокой жаропрочностью при $650\text{--}800^{\circ}\text{C}$, достаточной пластичностью и хорошим сопротивлением усталости. При 750°C сплав имеет следующие значения пределов длительной прочности: $\sigma_{100} \geq 35$; $\sigma_{1000} \geq 25$; $\sigma_{5000} \geq 20$ и $\sigma_{10000} \geq 18\text{ кг/мм}^2$.

Сплав ХН65ВМТЮ (ЭИ893Л)

Этот сплав представляет литейный вариант деформированного сплава ЭИ893 для сопловых лопаток и других деталей газовых турбин, работающих при температурах $700\text{--}850^{\circ}\text{C}$ в течение $5000\text{--}10\,000\text{ ч}$ [491]. Свойства сплава ЭИ893 после термической обработки приведены в табл. 114. Видно, что изменение продолжительности старения при $700\text{--}800^{\circ}\text{C}$ до 5000 ч мало меняет свойства сплава. Ударная вязкость падает, но остается еще на высоком уровне. Пределы длительной прочности сплава ЭИ893Л приведены в табл. 115.

Пластичность при длительных испытаниях весьма высокая и после нагрева при 800 и 850°C в течение 5000 ч составляет $20\text{--}30\%$.

Ступенчатая термическая обработка сплава, рекомендованная ЦКТИ для деформированного сплава, в случае литого сплава сильно снижает пластичность и прочность.

Сплав выплавляют путем расплавления заготовок деформированного сплава ЭИ893 под слоем флюса с добавкой $0,1\%$ Ti и $0,15\text{--}0,2\%$ Al. Температура заливки 1620°C .

Т А Б Л И Ц А 114. СВОЙСТВА ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА ЭИ893Л
ПРИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ИСПЫТАНИЯХ

Термическая обработка	$t_{\text{исп}}$ °С	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ %	ψ %	a_k кг·м/см ²
1180° С, 2 ч, воздух + старение при 800° С, 12 ч, воздух	20	63—75	49—55	14—25	16—25	—
	750	44—61	—	7—19	16—25	—
	800	45—50	36—40	14—16	28—34	—
	20	73	51	23	22	10
1180° С, 2 ч, воздух + старение 5000 ч при температуре, °С:	700	82	58	13	18	3,3
	750	75	47	16	23	3,5—7,8
	800	70	44	16	19	4,6

Т А Б Л И Ц А 115. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ
СПЛАВА ЭИ893Л (кг/мм²)

$t_{\text{исп}}$, °С	σ_{300}	σ_{1000}	σ_{3000}	σ_{10000}
700	36	34	31 *	28
800	19	16,5	13 *	11
850	10,5	9	7	5

* Экстраполировано.

Сплав ЭИ857 (Л-114) *

Этот сплав применяют для сопловых лопаток газовых турбин, работающих до 1000° С [13]. По жаропрочным свойствам он равноценен сплаву ЖС6. Детали отливают методом точного литья в вакууме с температурой заливки 1630—1670° С, а затем подвергают термической обработке: двойной закалке с 1200 и 1050° С на воздухе. Сплав трудно обрабатывается резанием.

Свойства сплава ЭИ857 приведены на рис. 289, 291 и в табл. 108.

Сплав ХН67ВМТЮ (ЭП202) *

Сплав используют при изготовлении сопловых венцов и цельнолитых роторов малых размеров. Свойства даны в табл. 116.

Т А Б Л И Ц А 116. СВОЙСТВА ЛИТОГО СПЛАВА ЭП202
ПРИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ИСПЫТАНИЯХ

$t_{\text{исп}}$, °С	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ %	ψ %	a_k кг·м/см ²
20	70—75	55—68	5—10	5—12	2—5
750	45—64	38—52	7—20	7—30	2,5—9

* Сплавы предложены заводом «Электросталь» и ЦНИИЧМ.

ЗАРУБЕЖНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Эти сплавы за рубежом получили широкое применение сначала в Англии, а затем в США. В настоящее время известно до 50 марок (табл. 117, 118) [27, 30, 86, 134, 91, 140, 89, 252—261].

В Англии наиболее распространены сплавы под названием «нимоник», разработанные фирмой Mond Nickel. Эти сплавы начали изготавливать в 1941—1944 гг., когда был разработан первый сплав нимоник 80 [252, 253]. В последующие годы разрабатывались и внедрялись все более жаропрочные деформируемые сплавы

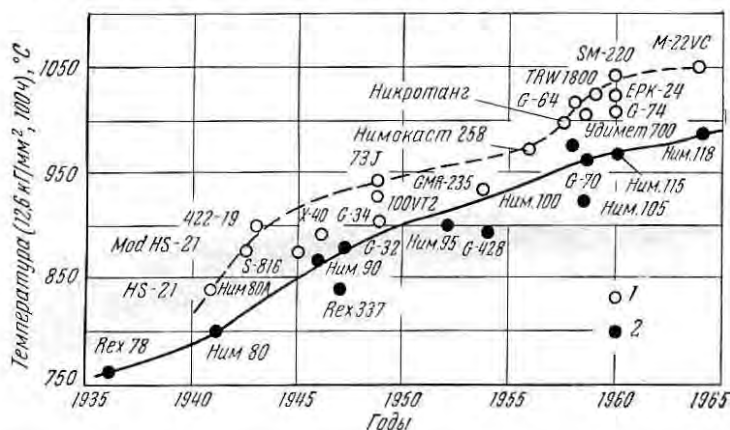


Рис. 305. Изменение температурного порога эксплуатации зарубежных деформируемых и литейных сплавов, [отнесенных к 100-ч длительной прочности при постоянном напряжении $\sigma = 12,6 \text{ кг/мм}^2$;

1 — литейные сплавы; 2 — деформируемые сплавы

нимоник 80А, 90, 95, 100, 105, 115, а позднее — литейные сплавы, получившие название нимокастов (нимокаст 75, 80, 90, 242, 257, 258, 713С; см. табл. 117).

На рис. 4, 305—307, 311 приведены данные о длительной прочности некоторых английских и американских жаропрочных сплавов на никелевой и кобальтовой основах.

Более высокие жаропрочные свойства у сплава нимоник 90 по сравнению нимоником 80А достигнуты благодаря присадке кобальта (15—21%), а у нимоника 95 — кобальта и большего количества алюминия. В сплавах нимоник 100 и 105 снижено содержание хрома и титана, повышено содержание алюминия до 5% и введен молибден. Хотя в официальных данных нигде не

указываются малые присадки бора, церия и других подобных (по их влиянию) элементов, несомненно, их вводят, так как только в этом случае можно получить требуемую жаропрочность. Безусловно, сплав нимоник 80А отличается от сплава нимоник 80 добавкой бора.

В американской практике вначале широкое применение получили жаропрочные сплавы на кобальтовой основе с карбидным упрочнением (сплавы HS-21, HS-25, HS-31, S-816 [27, 30], позднее — сплавы на никелевой основе с интерметаллидным упрочнением (инконель X, M-250, GMR-235, удимет 500, уаспалой, инко 700 и инко 713, удимет 700, In-100, MAR-M-200 и др.) [134, 6, 488].

Прогресс в области жаропрочных сплавов в зарубежной практике был достигнут не только благодаря максимальному легированию, а также и в связи с усовершенствованием технологии их изготовления:

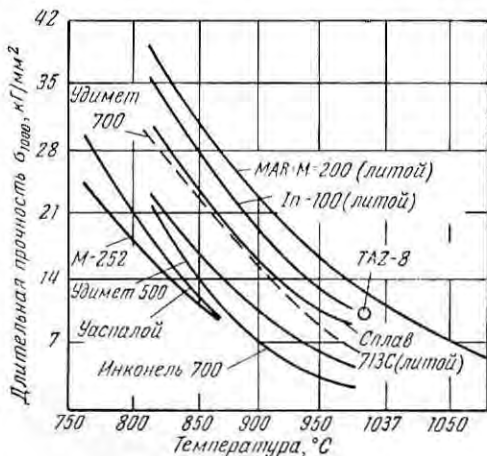


Рис. 306. Длительная прочность (σ_{1000}) некоторых сплавов на никелевой основе

применению вакуума для выплавки и разливки сплавов [262, 263], усовершенствованию приемов горячей обработки давлением и оборудования для термической обработки.

На рис. 306 показано изменение 100-ч длительной прочности американских жаропрочных сплавов в зависимости от температуры испытания, а на рис. 307 — влияние леги-

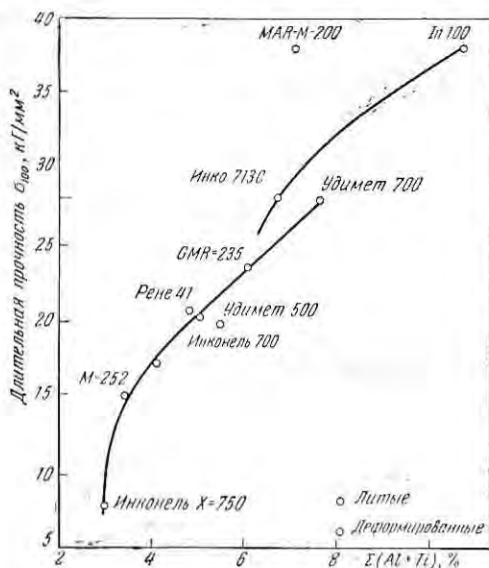


Рис. 307. Длительная прочность сплавов на основе никеля при 870° С, определяемая суммарным содержанием алюминия и титана (нижняя кривая — деформируемые сплавы, верхняя — литые)

Т А Б Л И Ц А 117. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, И НАЗНАЧЕНИЕ

Марка сплава	C	Mn	Si	Cr	Co	Mo	W
G-157	0,06	1,25	0,40	27	—	1,5	1,5
F-342 (литой) опытный	0,15	0,40	0,40	15	—	5,0	—
Унитемп М-252	0,15	0,50	0,50	19	10,0	10,0	—
GE-B-129 (литой)	0,06	0,40	0,40	5	—	15	—
M-600	0,08	—	—	19	—	7	—
1-1360 (литой)	0,10	—	—	10	—	5	—
GMR-235, GMR-235-D (сплав для ва- куумного литья)	0,15	≤0,25	≤0,60	15,5	—	5,25	—
Хастеллой R-235	0,15	—	—	15,5	≤2,5	5,5	—
Хастеллой W	≤0,12	≤1,0	≤1,0	5,0	≤2,5	24,5	—
Хастеллой X	0,15	—	—	22	—	9	—
Инконель	0,04	0,35	0,20	15,5	—	—	—
Инконель Т	0,04	1,0	—	20	—	—	—
Инконель М	0,03	2,25	0,10	16	—	—	—
Инконель W	0,04	0,60	0,25	15	—	—	—
Инконель X	0,04	0,7	0,3	15	—	—	—

ЗАРУБЕЖНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Ti	Al	Fe	Другие элементы	Назначение или характеристика
2,0	0,75	≤6	—	Окалиностойкий и жаропрочный материал
—	5,0	5,0	0,3 В	Сопловые лопатки
2,5	1,0	2,0	0,06 Zr	Обшивка панели, детали конструкции, лопатки ротора турбины
—	—	—	0,005 В	Кольца, детали крепления управляемых снарядов, система регулирования подачи топлива камера сгорания, хвостовой конус Сопловые лопатки
—	6,0	4	2,0 Nb; 0,5 В	» »
2,3	1,1	13	—	Лопатки соплового аппарата
—	6,0	4,5	2,0 Nb; 0,3 В	—
2,0	3,0	10	0,06 В	Лопатки ротора турбин. Топливные насосы турбинных двигателей, лопатки и диафрагмы сопел. Сопловые лопатки и диафрагмы сопел. Сопловые лопатки и рабочие лопатки двигателей Т-56
2,5	2,0	10	≤0,6 V	То же, а также детали камер дожигаания
—	—	5,5	—	Кольца газовых турбин РД
—	—	Основа	—	Фланцы, кольца горячей части газовых турбин РД
—	—	7	—	Патрубки для отвода выхлопных двигателей, жаровые трубы камер сгорания большинства американских реактивных и турбовинтовых двигателей, сопла ракет
1,0	—	Основа	—	То же
3,0	0,05	7	—	Выхлопные клапаны авиационных поршневых двигателей, а также автомобильных моторов, работающих в тяжелых условиях (топочные моторы)
2,5	0,6	7	—	Задняя опора главного подшипника. Кожух камеры сгорания и устройства для реверсирования тяги
2,5	0,9	7	0,9 Nb	Обшивка панели. Детали крепления, детали конструкции, прокладки, задняя опора главного подшипника, камера сгорания, хвостовой конус. Пружины. Топочные баки, передние кромки крыльев

Марка сплава	C	Mn	Si	Cr	Co	Mo	W
Инконель X-550	0,04	0,7	0,4	15	—	—	—
Инконель 718	0,04	0,18	0,27	17	0,10	3,0	—
Инконель 700	0,13	0,08	0,25	15	29	3,0	—
Инконель 702	0,04	0,10	0,25	15,5	—	—	—
Инко 713С (литой)	0,12	0,15	0,4	13	—	4,5	—
Инко 717С (литой)	0,2	—	—	12	8	4,25	—
Сеталой (литой)	—	2,5	—	25	12,5	3	7,0
Уаспалой	0,07	0,7	0,4	19	14	4,3	—
Уаспалой (модифицированный)	0,05	—	—	19	11,5	7	—
Иллиум D	0,25	0,35	0,90	22	—	6	—
Иллиум R	0,07	0,40	0,11	22	—	5	—
Удимет 500	0,08	≤0,75	≤0,75	19	19,5	4	—
Удимет 700	0,15	—	—	13—17	17—20	4,5— 5,75	—
Рене 41	0,12	—	—	19	11,3	10	—
Рене 62	0,08	≤0,25	≤0,25	15	—	9	—
ВаВ (литой)	0,08	—	—	15	30	5	—
Нимоник DS	≤0,15	0,9—1,3	2,0—2,5	17—19	—	—	—
Нимоник 75	0,08— 0,15	≤1,0	≤1,0	18—21	—	—	—
Нимоник 80	≤0,1	≤1,0	≤1,0	18—21	≤2,0	—	—
Нимоник 80А	≤0,1	≤1,0	≤1,0	18—21	≤2,0	—	—
Нимоник 90	≤0,1	≤1,0	≤1,5	18—21	15—21	—	—
Нимоник 95	≤0,15	≤1,0	1,0	18—21	15—21	—	—

Ti	Al	Fe	Другие элементы	Назначение или характеристика
2,4	0,9	7	0,9 Nb	Конструкционный материал ракет и самолетов, подвергаемых сильному аэродинамическому нагреву
1,0	0,3	19	5,2 (Nb+Ta) 0,0025 B	То же
2,2	3,2	0,8	—	Лопатки ротора турбины, направляющие лопатки турбин
—	3,0	0,5	—	Система коммуникации горячих газов в газовых турбинах
0,6	6,0	1,0	2,25 Nb; 0,005—0,02 B; 0,05—0,2 Zr	Лопатки турбин
1,0	7,5	2,0	0,005—0,02 B; 2,0 Nb; 0,05—0,2 Zr	То же
—	—	—	7 W	Сопловые лопатки газовых турбин
3,0	1,3	1,0	0,06 Zr; 0,005 B	Рабочие и сопловые лопатки двигателя Т-56
2,5	1,2	1,0	—	Рабочие и сопловые лопатки американских реактивных и турбовинтовых двигателей
—	—	6	6,0 Cu	Кольца реактивных двигателей
—	—	6	2,5 Cu	То же
2,9	2,9	≤4	0,06 Zr	Лопатки турбины двигателя I-75
3,0—4,0	3,75— 4,75	≤1	0,10 B	То же
3,0	1,52	1	0,005 B	Пружины. Корпусы компрессоров и диски турбины реактивных двигателей
2,5	1,2	21—24	0,005—0,01 B; 2,8 Nb	То же
2,5	3,0	—	0,5 B	Лопатки соплового аппарата
—	—	Основа	—	Устойчив против окисления при высоких температурах в восстановительных средах, содержащих углерод
0,2—0,6	—	5,0	—	Жаровые трубы камер сгорания, выхлопные трубы и подогреватели английских газотурбинных двигателей. Ящики для цементации, работающие при 900° С
1,8—2,7	0,5—1,8	5,0	—	Лопатки газовых турбин, применяемые для работы при повышенных температурах
1,8—2,7	0,5—1,8	5,0	—	То же
1,8—3,0	0,8—2,0	5,0	—	То же, а также сопловые лопатки литые и пустотелые (из листа)
2,3—3,5	1,4—2,5	≤5,0	—	То же

Марка сплава	C	Mn	Si	Cr	Co	Mo	W
Нимоник 100	≤0,3	—	≤0,5	10—12	18—22	4,5—5,5	—
Нимоник 105	0,15	—	—	13—17	17—20	4,5—5,75	—
Нимоник 115	0,15	—	—	15	15	3	—
Нимоник 110	≤0,15	—	—	15	20	5	—
Никротунг (литой)	0,10	—	—	12	10	—	8
G-39 (литой)	0,5	—	—	20	—	3,0	—
ДСМ	≤0,08	≤0,10	0,15	14—16	—	4,5—6,0	3
Юнитемп AF-1753	0,24	0,05	0,10	16,25	7,2	1,6	8,4
MAR-M-200 (PWA 664) *	0,15	<0,2	<0,2	9	10	—	12
MAR-M-211	0,15	<0,2	<0,2	9	10	2,5	5,5
MAR-M-246	0,15	<0,05	<0,10	9	10	2,5	—
G-62	0,25	—	—	15	19	6	—
G-66	0,05	0,75	0,30	13,5	—	1,7	—
G-70	0,10	0,5	0,5	15	19	6	—
G-80	0,50	0,5	0,5	20	—	—	—
G-81	0,05	0,07	0,03	20	18	—	—
G-79	0,12	0,15	0,2	13,5	—	4	—
G-83	0,12	Si+Mn	10	10	10	10	—
G-77	0,04	≤0,25	19	—	6	2,5	—
ЕРК-36	0,10	—	—	16	10	4	—
ЕРД-16 (M21VC)	0,12	—	—	6	—	2	11
ЕРК-24 (g-100)	0,18	—	—	10	15	3	—
Нимокаст 242	0,33	<0,2	<1,0	21	10	10	—
Нимокаст 257	0,08	0,5	0,45	20	16	—	—
Нимокаст 258	0,20	0,30	0,30	10	20	5	—
Нимокаст 713С	0,10	0,5	<0,2	12	—	4,5	—
G-94	0,08	—	—	9	10	4,0	4
G-104	0,08	—	—	5	15	3,5	8

* Сплав, отлитый методом направленной кристаллизации, обозначен PWA664.

Ti	Al	Fe	Другие элементы	Назначение или характеристика
1,0—2,0 3,0—4,0	4,0—6,0 3,75— 4,75	$\leq 2,0$ $\leq 1,0$	— $\leq 0,10$ В	Лопатки газовых турбин Лопатки турбин
4 1,75 4	5 5,75 4	— — —	— — 0,05 В; 0,05 Zr	Лопатки » Турбинные лопатки, работающие при 980° С
—	—	3,0	1,5 Ta; 1,5 Nb	Литые детали, сопловые лопатки
3,35— 3,65 3,2	4,4—4,8 1,9	4—6 9,5	0,07—0,09 В 0,008 В; 0,06 Zr	Лопатки для работ при 980° С Роторы турбин, болты, ракеты (лист)
2,0	5,0	$< 1,5$	0,015 В; 1,0 Nb; 0,05 Zr	Лопатки
2,0	5,0	$< 1,5$ ($\leq 0,2$)	2,7 Nb; 0,05 Zr; 0,015 В	Лопатки и литые роторы
1,5	5,5	$< 1,0$ (0,2)	1,5 Ta; 0,015 В; 0,05 Zr; 0,005 S; 0,10 Cu	Лопатки
1,2 2,2 3,5	5,5 — 4,2	— Остальное $\leq 1,0 + В$	— — —	» » Лопатки для работы при 750—950° С, изготавливаются экстрюдинг-процессом
2,5	1,5	$\leq 0,5 + В$	—	Лопатки, диски для работы при 650—750° С, сопловые венцы
2,5	1,5	$\leq 0,5 + В$	—	Турбинные лопатки и диски для работы до 950° С, сопловые венцы
1,0 3,0	6,0 2,0	— —	2 Nb; В+Zr В	Лопатки и турбинные колеса То же
Ti+Al < <0,05	—	3	6,5 Nb	Литые лопатки, роторы и форкамеры дизелей для работы до 850° С
5,0	5,0	—	0,12 Zr; 0,015 В	Лопатки
—	6,0	—	1,5 Nb; 0,12 Zr; 0,02 В	»
5,2 <0,3	5,6 <0,2	— <1,0	—	»
1,6	<1,1	<5,0	—	Сопловые лопатки
3,7	5,0	<2,0	0,005—0,02 В	»
0,6	6,0	<2,5	0,1 В; 0,05 Zr 2,0 (Nb+Ta)	Сопловые лопатки, литые роторы
—	6,0	—	4 (Nb+В)	Лопатки и литые роторы
—	6,0	—	8 Ta; 0,10 В	Лопатки

Т А Б Л И Ц А 118. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ, кг/мм^2 , ЗАРУБЕЖНЫХ СПЛАВОВ
НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ИСПЫТАНИЯ

Марка	649° С		732° С		815° С		871° С		982° С		1038° С
	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{1000}
G-157	—	—	20	—	10	—	4,4	—	—	—	—
M-252	66	52	43	31	24	12,5	14	7,7	—	—	—
M-600	—	—	38	27	19	12	—	—	—	—	—
Хастеллой А	—	—	—	—	8,1	6,2	—	—	—	—	—
Хастеллой R-235	60	44	41	33	27	20	18	12	4,7	3,2	—
Хастеллой В	36	28	24	18	13	9,0	—	—	—	—	—
Хастеллой С	35	30	22	17	13	10	—	—	—	—	—
Хастеллой Х	30	22	—	—	10	6,5	9,2	6,9	—	—	—
Хастеллой Х	31	21	18	13	11	7,7	7,7	4,9	3,6	2,1	—
Инконель	16	10	7,0	4,8	4,0	2,6	2,9	1,9	3,6	2,1	—
Инконель М	38	24	20	13	12	7,7	—	—	1,7	1,1	—
Инконель W	52	38	31	21	13	7,7	5,2	2,4	2,2	—	—
Инконель Х	56	47	35	28	20	12,6	12,5	6,3	2,3	1,6	—
Инконель 550	—	—	—	—	24	15	12,6	6,8	2,3	—	—
Инконель 700	70	61	50	41	30	27	19	12	4,2	—	—
Инконель 702	38	29	22	14	8,7	4,9	4,5	3,1	2,1	1,5	—
Уаспаллой	77	60	50	37	28	17	16	12	4,5	—	—
Удимет 500	—	—	51	47	31	22	21	14	—	—	—
Удимет 600	—	—	—	—	37	26	24	16	—	—	—
Удимет 700	—	—	—	—	41	30	29	19,6	—	—	—
Рене 41	77	71	57	45	31	20	19	12	11,2	—	—
Рене 62	60	—	—	—	22	—	—	—	7,0	—	—

Марка	649° C		732° C		815° C		871° C		982° C		1038° C
	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}
Никролунг	—	—	—	—	48	31	34	22	15	22	—
Юнитем AF-1753	80	69	53	43	33	24	22	14	7	14	—
Ip-100 [PDR1]	—	—	—	—	52	41	—	—	17,5	—	—
MAR-M-200	—	—	64*	62*	52	42	35	30	20	30	12,8
M-211	89	85	65*	54*	52	40	37	27	17	27	10,2
M-246	—	—	70*	62*	53	46	43	30	19	30	13,4
Астролой	—	—	52	—	35	—	26	—	—	—	—
Инконель 718	63	46	29	—	—	—	—	—	—	—	—
Taz-8	—	—	—	—	—	—	—	—	10	—	—
F-342	—	—	—	—	31	20	21	13	—	—	—
GE-B-129	—	—	—	—	33	20	—	—	—	—	—
J-1360	—	—	49	37	28	19	18	11,5	6,6	11,5	3,3
GMR-235	—	—	44	33	30	20	18	12,6	7,7	12,6	—
Инко 713	—	—	60	49	38	29	27	19	11	19	—
Нимоник 75	—	—	10	—	4,0	—	—	—	—	—	—
Нимоник 80	47	32	23	15	17	—	—	—	—	—	—
Нимоник 80A	55	43	750/28	750/18	16	9	—	—	—	—	—
Нимоник 90	56	46	750/34	750/24	20	12	11	6	—	—	—
Нимоник 95	—	—	750/37	750/25	22	14	~15	8	930/7,9	8	—
Нимоник 100	—	—	750/40	750/31	28	20	20	12	7	12	2
Нимоник 105	79	63	750/49	750/37	32	22	20	13	6	13	3
											$\sigma_{300}/11$

Марка	640° C		732° C		815° C		871° C		982° C		1038° C
	σ ₁₀₀	σ ₁₀₀₀	σ ₁₀₀	σ ₁₀₀₀	σ ₁₀₀	σ ₁₀₀₀	σ ₁₀₀	σ ₁₀₀₀	σ ₁₀₀	σ ₁₀₀₀	σ ₁₀₀
Нимоник 115	—	—	750/54	750/41	36	25	—	—	—	—	—
G-39	27	20	—	—	11	8	—	—	5	3	—
G-55	67	—	53	—	34	—	22	—	5	—	—
G-67	—	—	—	—	46	31	30	22	13	9	—
G-70	—	—	750/57	750/44	—	—	32	—	12	—	—
G-77	700/36	700/30	750/26	750/23	800/20	800/15	850/14	850/12	—	—	—
G-69	39	—	25	—	16	—	12	—	6	—	—
G-80	60	52	41	29	11	—	—	—	—	—	—
G-81	61	57	50	38	27	16	15	—	—	—	—
G-83	—	—	750/50	750/36	800/32	—	—	—	—	—	—
G-94	—	—	750/40	750/35	880/33	800/28	850/27	850/21	950/13	950/8,8	1050/5,2
G-104	—	—	—	—	—	—	850/44	—	950/25	—	1000/17
G-100	—	—	—	—	—	—	850/40	850/30	950/20	950/12	1050/62
G-64	—	—	—	—	41	30	30	20	13	10	—
Нимокаст 80	—	—	750/16	750/11	—	—	—	—	—	—	—
Нимокаст 90	600/46	600/41	750—21	750/17	—	—	13	(9)	—	—	—
Нимокаст 242	—	—	750/18	750/12	12	—	—	—	1000/3,9	—	—
Нимокаст 258	—	—	750/47	—	39	—	29	—	12	—	—

* При 760° C.

рования титаном и алюминием на 100-и длительную прочность при 870° С [6].

Для газовых турбин американская фирма General Electric применяет кобальтовые сплавы HS-31, S-816 и M-252. Из сплава HS-31 изготавливают направляющие лопатки, работающие при 730—870° С, из сплава S-816, обладающего высокой коррозионной стойкостью, особенно в грубом недостаточно очищенном топливе, — турбинные лопатки, работающие при температурах разогрева металла 700—730° С. Сплав M-252 используют в случае менее агрессивной среды при тех же температурах [6].

Турбинные лопатки первой ступени, работающие при температуре металла 790—840° С, изготавливают из сплавов удимет 500 или 700 или нимоник 115.

Для работы при более высоких температурах 816—982° С применяют наиболее жаропрочный сплав MAR-M-200 [488].

Турбинные диски, работающие при температуре 650° С и $\sigma = 35$ кг/мм², изготавливают из сплава V-57 типа отечественной стали ЭИ696М.

Для дисков низкотемпературных ступеней турбины используют 12%-ные хромистые стали типа 422 или грикасколой.

Камеры сгорания, работающие при 800—980° С, изготавливают из сплавов инконель 600 или хастелой X с рабочими напряжениями 1,2—0,6 кг/мм².

Фирма Вестингауз изготавливает крупные силовые многоступенчатые газовые турбины мощностью до 30 000 кв. Лопатки первых ступеней таких турбин имеют длину 150 мм, последних 500 мм. При начальной температуре газа 732° С лопатки первых двух ступеней изготавливают из сплава инконель X-750, последующие — из хромистой стали (12% Cr). С повышением начальной температуры газа до 768° С для лопаток первых двух ступеней применяют сплав инконель 700, выплавленный в дуговой вакуумной печи, а для последующих ступеней — инконель X-750.

В случае изготовления турбин с еще более высокой начальной температурой газа (788° С) эта фирма применяет для лопаток сплавы удимет 500 и 700. Сплав удимет 500 содержит больше хрома и обладает повышенной коррозионной стойкостью; сплав удимет 700 более прочен, но менее пластичен.

Для высокотемпературных направляющих лопаток используют литой сплав инконель 713; в случае менее высокой рабочей температуры лопатки отливают из сплава 25-20. Для турбинных дисков применяют сплав дискалой дуговой вакуумной выплавки или сплав А-286. Основным материалом для компрессорных лопаток и дисков — 12%-ная хромистая сталь.

В английской промышленности, кроме сплавов нимоник и нимокаст, широко используют сплавы типа джессоп * G-62, G-66, G-70, G-77, G-79, G-80, G-81, G-94, G-104 и др.) с высоким

* Фирма Джессоп Севилле Лимитед.

содержанием алюминия и титана (см. табл. 117). Следует отметить, что во Франции, ФРГ, Италии ряд жаропрочных сплавов изготовляют по американским и английским лицензиям. Поэтому часто один и тот же сплав известен под различными названиями или марками.

В табл. 119 приведены данные о термической стойкости английских сплавов типа нимоник и нимокаст, широко применяемых при изготовлении рабочих и сопловых лопаток газотурбинных двигателей. Из этих данных следует, что чем больше перепад температур, тем ниже стойкость сплавов против воздействия тепломсмен.

ТАБЛИЦА 119. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ НИМОНИК

Сплав	Число циклов до появления первой трещины при максимальной температуре цикла, °С			
	800	900	1000	1050
Нимокаст EP10	50—70	31—36	9—13	9
» 90	50—94	10—20	9—13	4—7
» 242	150—190	—	—	—
» РК24	306	16	13	13
» 713	376—759	93—120	—	—
M20VH	155—180	35—40	9—13	3—6
Нимоник 75	130—150	40	15—20	—
» 80A	345—370	30—40	8—10	—
» 90	355—470	40—50	10	—
» 105: трехступенчатая тер- мическая обработка	625—640	70—90	11—40	—
двухступенчатая . . .	730—750	60—60	14—14	—

Сплав нимоник 75

Этот сплав, применяемый для камер сгорания и жаровых труб, отличается наиболее высокой стойкостью при испытании на тепломсмены при перепаде температур до 1000° С.

Сплавы нимоник 80А, 90, 95, 100, 105, 115

Сплав нимоник 80А обладает хорошим сочетанием прочности и пластичности при высоких температурах (рис. 308), а также сопротивлением усталости.

Этот сплав рекомендуется для применения при 650—750° С в условиях действия высоких нагрузок и до 850° С при соответственном снижении их. Сплав имеет достаточно высокое сопротивление окислению.

Стандартный режим термической обработки сплава нимоник 80А состоит из закалки с 1080° С (8 ч) на воздухе и 16-ч ста-

рения при 700° С. Этот режим широко используют при обработке лопаток авиационных газовых турбин.

Если при длительной эксплуатации требуются высокие пластические свойства, применяют трехступенчатую обработку, со-

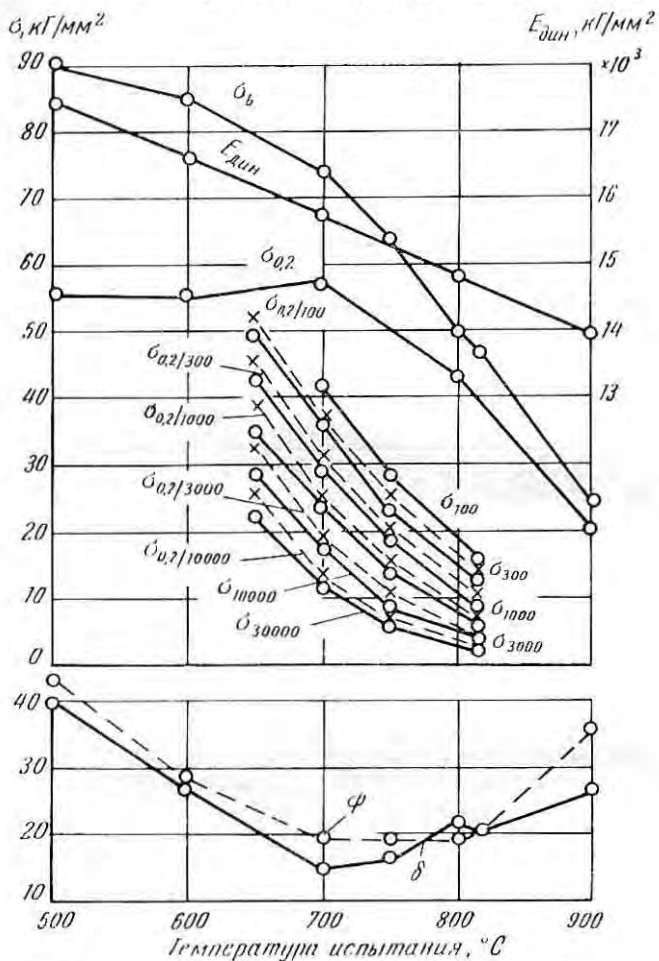


Рис. 308. Изменение механических свойств сплава нимоник 80А в зависимости от температуры испытания

стоящую из 8-ч нагрева при 1080° С, 24-ч при 850° С с охлаждением вместе с печью и 16-ч старения при 700° С с охлаждением на воздухе [91].

В работе [264] отмечается, что малая пластичность при испытании на длительную прочность сплава нимоник 80А не связана с чувствительностью к надрезу, что также подтверждено исследованиями [58]. Для предупреждения растрескивания в процессе

испытания на длительную прочность целесообразно изменять режим термической обработки следующим образом: некоторое перестаривание (после закалки при 1080° С с выдержкой 8 ч) при 850° С (2 ч), затем охлаждение на воздухе, дополнительное упрочнение посредством 16-ч старения при 700° С.

Если после общепринятой термической обработки сплав нимоник 80А при испытании на длительную прочность при 650° С в течение 5000—15 000 ч разрушается с удлинением 1% или меньше, то после ступенчатой разрушение наступает при удлинении 6—15% (табл. 120).

ТАБЛИЦА 120. ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВА НИМОНИК 80А ПОСЛЕ ТРЕХСТУПЕНЧАТОЙ И СТАНДАРТНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Условия испытания		Время, ч, до достижения деформации %							Минимальная скорость ползучести %/ч	Срок службы, ч	Удлинение при разрушении, %
σ кг/мм ²	t , °С	0,1	0,2	0,3	0,5	1,0	2,0	3,0			
59,8	600	22	51	75	133	337	—	—	0,0022	418	1,72
		$\frac{2}{10}$	$\frac{10}{21}$	$\frac{21}{48}$	$\frac{48}{105}$	$\frac{105}{187}$	$\frac{187}{274}$		0,011	815	15,1
36	700	73	214	305	397	465	—	—	0,00066	476	1,2
		$\frac{18}{40}$	$\frac{40}{56}$	$\frac{56}{83}$	$\frac{83}{130}$	$\frac{130}{190}$	$\frac{190}{230}$		0,004	323	6,67
12,6	815	18	41	57	79	—	—	—	0,0043	113	1,0
		$\frac{36}{98}$	$\frac{98}{156}$	$\frac{156}{216}$					0,0017	401	5,73

Примечание. Режим термической обработки: в числителе — 8 ч при 1080° С, охлаждение на воздухе, 16 ч при 700° С, охлаждение на воздухе; в знаменателе — 8 ч при 1080° С, перенос в печь с температурой 850° С, выдержка 24 ч, охлаждение на воздухе, 16 ч при 700° С, охлаждение на воздухе.

Сплав нимоник 90 имеет более высокую жаропрочность, чем нимоник 80, и применяется для изготовления рабочих лопаток и в отдельных случаях турбинных дисков для работы при температурах до 900° С.

Свойства термически обработанного сплава нимоник 90, определенные при кратковременных и длительных испытаниях, приведены на рис. 309.

Сплав нимоник 90 обладает более высоким пределом выносливости [265] по сравнению со сплавами нимоник 80 и 80А (табл. 121). Изменение этой характеристики в процессе наработки показано на рис. 72. Сплав нимоник 95 имеет более высокое содержание титана и алюминия и поэтому обладает несколько лучшими жаропрочными свойствами. Применяется для изготовления рабочих лопаток газотурбинных двигателей [254, 265].

Сплав не только имеет высокий предел длительной прочности при 750—800° С, но также сохраняет высокие жаропрочные свойства при 850—900° С (см. рис. 4).

Наивысшее сопротивление ползучести сплав нимоник 95 приобретает после закалки на твердый раствор с высоких температур.

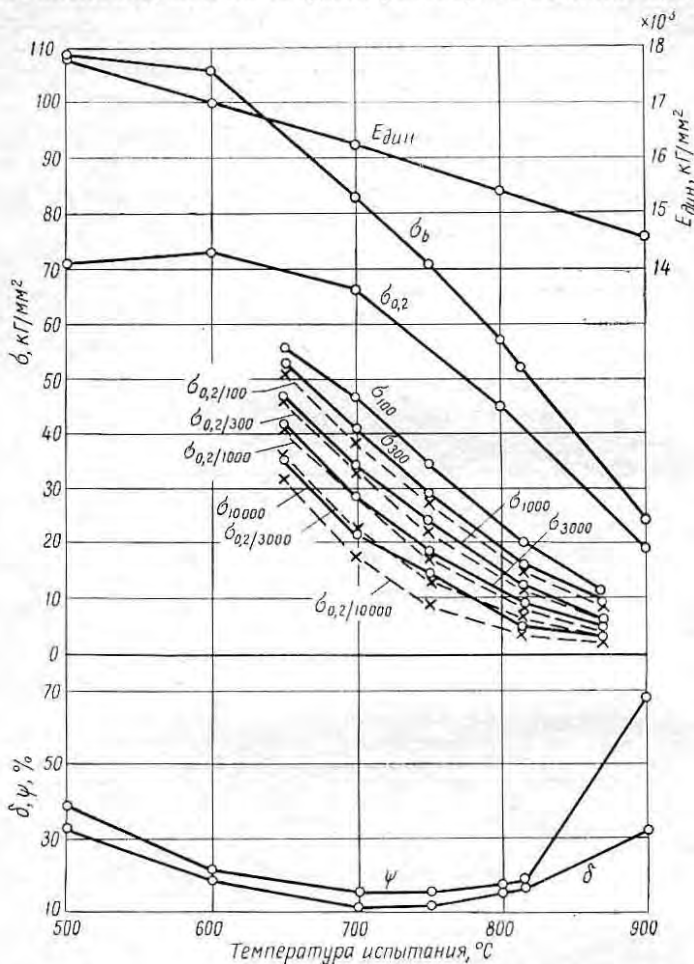


Рис. 309. Изменение механических свойств сплава нимоник 90 в зависимости от температуры испытания

Однако такого рода обработка приводит к получению крупнозернистой структуры. Поэтому принят более сложный режим термической обработки, обеспечивающий высокую жаропрочность при мелкозернистой структуре деталей. Он состоит из 4-ч нагрева при 1150° С, охлаждения на воздухе, 6—8-ч нагрева при 1080° С,

ТАБЛИЦА 121. ПРЕДЕЛЫ ВЫНОСЛИВОСТИ, кг/мм^2 , СПЛАВОВ НИМОНИК ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Сплав	20° С	600° С	650° С	700° С	750° С	800° С	815° С
Нимоник 80	34,7	30	28,8	26,3	19,5	14,2	—
» 80А	—	—	—	—	23,7	—	—
» 90	—	—	—	30,0	26,0	—	18,9

охлаждения на воздухе и старения в течение 16 ч при 700° С с охлаждением на воздухе.

Нимоник 95 в интервале 750—925° С имеет малую скорость ползучести, не превышающую 0,01% за 100 ч.

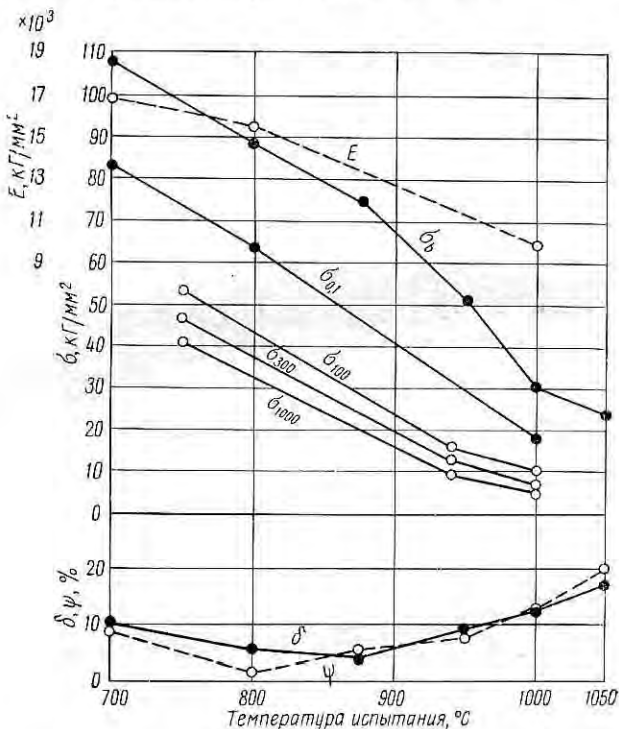


Рис. 310. Изменение свойств сплава нимоник 115 в зависимости от температуры испытания

Сплавы нимоник 100 и 105 имеют высокие жаропрочные свойства (см. рис. 4) [255—257, 265] и рекомендуются для работы до 1000° С. Повышенные количества алюминия в присутствии титана и молибдена способствуют значительному распаду твердого раствора в процессе охлаждения при закалке на воздухе,

в результате чего сплав в закаленном состоянии имеет твердость ~280—360 НВ, а после закалки и старения 320—400 НВ.

В термически обработанном состоянии сплавы нимоник 100 и 105 имеют высокую прочность, которая мало изменяется с повышением температуры до 700° С. Наряду с высокой жаропрочностью сплавы нимоник 100 и 105 имеют вполне удовлетворительную пластичность (минимальная при 800 и 900° С). Наиболее характерная особенность сплавов — высокое сопротивление усталости при 750 и 815° С.

Нимоник 115 имеет очень высокое содержание упрочняющих элементов: 9% (Ti + Al), кобальт и молибден; сплав выплавляют в вакууме. По свойствам (рис. 310) он превосходит сплав нимоник 105, изготавливается в виде прутков и листа. Термическая обработка сплава состоит из закалки с 1200° С, выдержки 1,5 ч на воздухе, повторного нагрева в течение 6 ч при 1050° С с охлаждением на воздухе.

После термической обработки сплав имеет следующие свойства:

Твердость НВ	370—440
Плотность, г/см ³	7,85
$a \cdot 10^6$ при температуре, °С:	
20—100	11,2
20—500	13,7
20—1000	17,4

Сплав нимоник 115 применяют для изготовления лопаток газовых турбин [492].

Сплав инконель Х

Сплав инконель Х известен более двадцати лет. В последнее время его начали широко применять в качестве обшивочного и конструкционного материала для ракет, передних кромок крыла сверхзвуковых самолетов и летательных аппаратов для полетов в ионосферу (рис. 311).

Сплав относится к дисперсионно твердеющим, упрочненным титаном и ниобием. Он характеризуется достаточно хорошей прочностью в интервале 480—760° С с хорошей ударной вязкостью и высокой прочностью в надрезе при минусовых температурах (до —185° С).

Для получения максимальной длительной прочности до 600° С сплав следует подвергать закалке с 885—1093° С и старению при 705° С. Перед старением следует снимать напряжения после обработки давлением и сварки.

На рис. 312 показано различие в длительной прочности образцов сплава инконель Х после различной термической обработки. Графики построены для листового материала состава: 73% Ni, 14,5% Cr, 7% Fe, 3% Al, 2,5% Ti, 1,0% Nb + Ta.

Инконель Х легко сваривается обычными методами сварки сопротивлением, в частности точечной сваркой, при соответствующем давлении электрода. Сварные детали составляют в некоторых конструкциях 65% от общего количества деталей самолета,

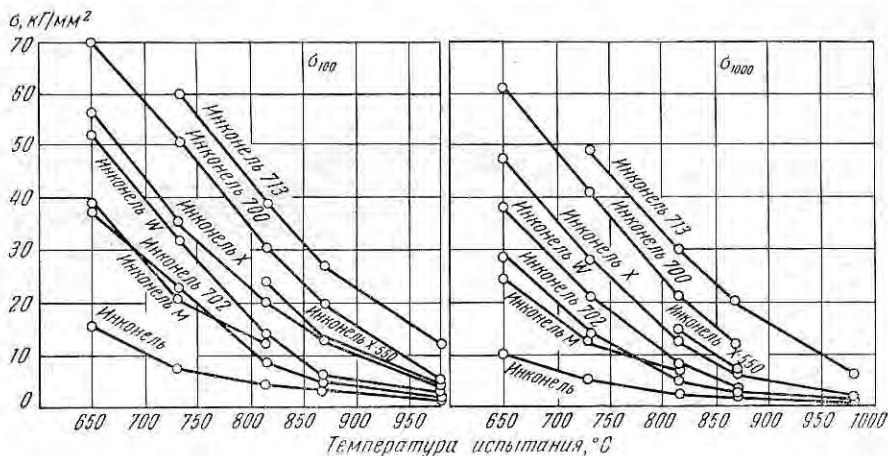


Рис. 311. Изменение длительной прочности сплавов типа никонель в зависимости от температуры испытания

твердость сварных зон 70—95% *HRB*. Для сварки применяют специально разработанные сварочные машины.

В системе подачи топлива соединения выполняют специальными методами пайки.

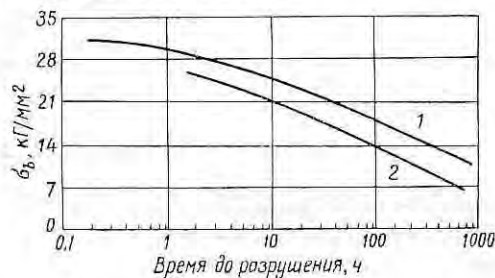


Рис. 312. Влияние термической обработки сплава инконель Х на длительную прочность при 815° С:

1 — закалка с 1150° С, 2 ч, нагрев при 945° С, 20 мин; 2 — закалка с 1095° С, 20 мин, старение при 705° С, 20 ч (или при 760° С, 1 ч)

Механическую обработку сплава рекомендуется производить с применением резцов из быстрорежущей стали. Для получения поверхности высокого качества сплав следует обрабатывать в состаренном состоянии или после снятия напряжений.

Для получения сложных листовых профилей разработана специальная технология контурного травления. Испытания на растяжение, а также на длительную прочность и усталость при 540° С свидетельствуют о высоком качестве получаемых изделий из сплава инконель Х,

Благодаря хорошей деформируемости сплав можно подвергать обычным методам обработки давлением. Минимальный радиус изгиба равен толщине листа, максимальная деформация при гибке с растяжением 37% и максимальная степень обжатия 25%.

Сплав инконель X легко загрязняется серой, свинцом, цинком, алюминием и магнием, находящимися на его поверхности при термической обработке; поэтому перед обработкой изделия следует тщательно очищать: обезжириванием паром, очисткой щелочами и пассивацией (35—45% HNO_3 при 26° С, 30 мин).

При термической обработке на воздухе на поверхности изделий образуется окалина, трудно удаляемая обычными методами очистки: обдувкой паром и травлением. Для некоторой защиты от образования окисной пленки и лучшего ее удаления при травлении (в ванне состава: 3—5% HF , 15—20% HNO_3 при 49—60° С в течение 30 мин) разработано специальное покрытие.

Сплав инконель 700

Сплав относится к группе стареющих с интерметаллидным упрочнением и предназначается для рабочих лопаток газотурбинных двигателей, работающих при ~900° С [260].

Сплав выплавляют в обычных дуговых печах и подвергают ковке в интервале 980—1100° С [134, 264].

Термическая обработка сплава инконель 700 состоит из закалки с 1180° С на воздухе (выдержка 2 ч) и 4-ч старения при 870° С с охлаждением на воздухе.

В табл. 122 приведены данные о механических свойствах сплава при различных температурах (см. также рис. 311).

Т а б л и ц а 122. СВОЙСТВА СПЛАВА ИНКОНЕЛЬ 700

$t_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$t_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	$\delta, \%$	$\psi, \%$
27	120	73	25	27	732	95	65	14	15
538	103	67	28	30	815	75	53	6	8
649	103	65	25	27	871	59	34	7	7

Для повышения усталостной прочности листового материала после прокатки следует подвергать старению при 760° С без предварительной высокотемпературной закалки. Такое старение повышает предел усталости с 31,6 до 63 кг/мм² при некотором снижении жаропрочности (термомеханическая обработка).

Сплав рене 62

Этот сплав отличается повышенным содержанием ниобия (2,35%) и высоким содержанием молибдена (9%), что при наличии титана и алюминия [$\Sigma(\text{Ti} + \text{Al}) = 3,5 \div 4,0$] способствует более

медленному выпадению γ' -фазы и фазы Лавеса при старении. Это в свою очередь предупреждает трещины при сварке и последующей термической обработке. Предполагается, что если большие количества фазы Лавеса типа $(Fe, Cr)_2(Mo, Nb, Ti)$ выпадают на ранней стадии старения, то это предотвращает образование хрупкой карбидной фазы типа MeC и $Me_{23}C_6$.

Горячекатаный материал после закалки с $1080-1105^\circ C$ (выдержка 10—60 мин) в воде приобретает лучшие обрабатываемость и свариваемость. В этом состоянии сплав имеет твердость не более 25 HRA.

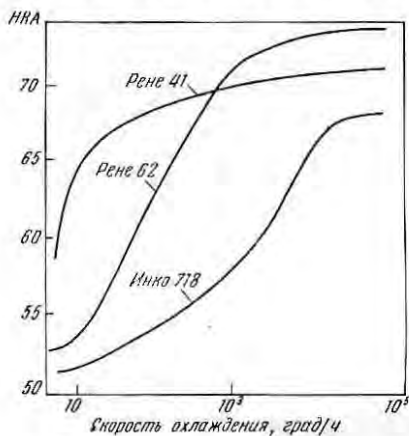


Рис. 313. Изменение твердости сплавов рене 41, рене 62, инко 718 в зависимости от скорости охлаждения с 1120 до $540^\circ C$

$\sigma_b = 134 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 105 \text{ кг/мм}^2$ и $\delta = 13\%$; а при $760^\circ C$ $\sigma_b = 102 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 84 \text{ кг/мм}^2$ и $\delta = 20\%$.

По сравнению со сплавом рене 41, этот сплав более пластичен.

Хорошая свариваемость сплава позволяет получать сварные детали дуговой сваркой в защитной среде с применением вольфрамового электрода, а также металлического электрода с прищадочным материалом из сплава хастеллой W.

Последующая термическая обработка сварных швов из сплава рене 62 является желательной. Медленное развитие дисперсионного твердения позволяет производить старение при таких режимах, при которых другие жаропрочные сплавы быстро охрупчиваются (рис. 313).

Другая характерная черта этого сплава — его высокая пластичность после старения при температуре $760^\circ C$.

Высокая прочность в интервале $425-760^\circ C$, хорошая обрабатываемость ковкой и прокаткой, хорошая свариваемость, сохранение жесткости при высоких температурах и отсутствие склонности к трещинообразованию в местах острых углов и кро-

Для снятия напряжений после деформирования и сварки рекомендуется вторичный отжиг.

Для получения высоких свойств изделия подвергают двойному старению: в течение 16 ч при $760^\circ C$, охлаждение на воздухе и в течение 24 ч при $650^\circ C$, охлаждение на воздухе.

Сплав рене 62 рекомендуется как сплав, не дающий трещин при изготовлении сложных сварных конструкций (задняя опора и детали корпуса газовой турбины) вместо сплавов А-286, инконель Х-750, уаспалой и рене 41 [267, 268].

После закалки и двойного старения сплав имеет при $650^\circ C$

мок до 1035°C позволили использовать этот сплав для изготовления кованных дисков, лопаток и других профильных деталей турбореактивных авиационных двигателей [267, 268].

Сплав инконель 702

Сплав инконель 702 обладает несколько более низкой жаропрочностью по сравнению с инконелем 700, но отличается исключительно высокой стойкостью против окисления вплоть до 1315°C . Так, при 100-ч испытаниях при 1205°C инконель 702 умень-

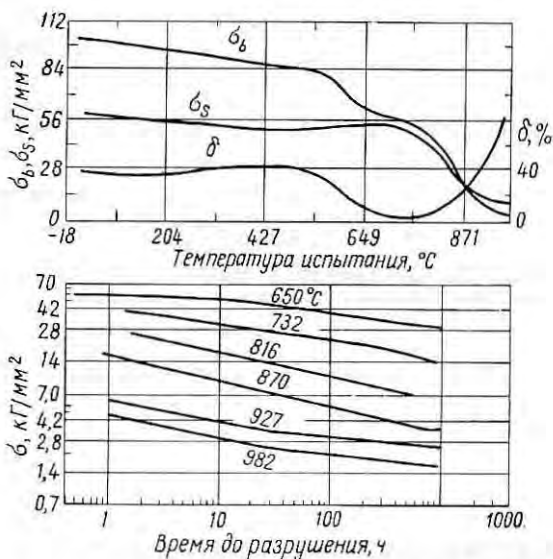


Рис. 314. Механические свойства сплава инконель 702 и длительная прочность при различных температурах

шается в сечении только на 4%, в то время как сплавы на основе кобальта при этих условиях окисляются полностью. Свойства сплава приведены на рис. 311, 314.

Сплав применяется в реактивных двигателях в виде деталей системы подачи горячих газов из камеры сгорания к ротору турбины [134, 266].

Сплав инколой Т

Сплав инколой Т, применяемый в настоящее время в листах, уступает по прочности указанным выше сплавам, но несколько превосходит обычный сплав инконель.

Этот сплав используют при умеренных напряжениях и температурах до 980° С. При температурах до 730° С инколой Т может быть заменен менее дефицитным сплавом инко 901 [266].

Сплав инконель 718

Этот сплав в последнее время начали применять в качестве обшивочного материала для сверхзвуковых самолетов — рабочий интервал 425—650° С [488, с. 86, 139].

Упрочнение у этого сплава достигается за счет медленного выделения интерметаллидного соединения никеля с титаном и ниобием, а не фазы Ni₃(Al, Ti). Поскольку процесс выпадения интерметаллида в сплаве инконель 718 протекает сравнительно медленно, этот сплав относительно легко обрабатывается давлением и хорошо сваривается, что очень важно для применения его в качестве обшивочного материала.

Свойства сплава после различных режимов обработки показаны в табл. 123 и на рис. 133.

ТАБЛИЦА 123. СВОЙСТВА СПЛАВА ИНКОНЕЛЬ 718

Обработка	$t_{исп}$ °С	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	σ_{1000} кг/мм ²
Наклеп и старение при 720° С, 8 ч, охлаждение в печи до 620° С, 10 ч, охлаждение на воздухе	20	153	145	9,5	—
	426	—	—	—	130
	538	—	—	—	88
	648	—	—	—	31
Нагрев при 950° С и старение при 720° С, 8 ч, охлаждение в печи до 620° С, 10 ч, охлаждение на воздухе	20	145	122	17,3	—
	426	—	—	—	120
	538	—	—	—	102
	648	—	—	—	38
Нагрев при 1065° С и старение при 720° С, 8 ч, охлаждение в печи до 620° С, 12 ч, охлаждение на воздухе	20	143	124	20,5	—
	426	—	—	—	112
	538	—	—	—	95
	648	—	—	—	53

Сплав АF-1753 (юнитемп)

Сплав предназначен для работы в сверхзвуковых самолетах и управляемых снарядах в условиях одновременного действия напряжений и температуры. В основном из него изготавливают лопатки турбин, однако его можно применять для болтов, выдерживающих высокую температуру, и роторов турбин. Возможно, листы из этого сплава найдут применение для жаровых труб ка-

мер сгорания, креплений, работающих при высоких температурах, и для конуса выхлопного устройства.

Сплав относится к дисперсионно твердеющим жаропрочным сплавам с интерметаллидным упрочнением.

Выплавляют сплав АF-1753 двумя способами: методом индукционной вакуумной плавки в тигле из огнеупорного материала и методом вакуумного переплава слитка, полученного по первому способу и служащего расходным электродом.

Термическая обработка поковок и прутков из этого сплава состоит из нагрева в течение 4 ч при 1177° С с последующим старением на воздухе в течение 16 ч при 900° С также с охлаждением на воздухе. Такой режим старения обеспечивает оптимальное сочетание длительной прочности и пластичности в интервале 186—982° С (табл. 124). Листы из сплава АF-1753 подвергают нагреву в течение 4 ч при 1065° С и быстрому охлаждению на воздухе с последующим старением в течение 16 ч при 760° С с охлаждением на воздухе.

Горячую обработку давлением рекомендуется производить в температурном интервале 1180—1010° С.

Данных о свариваемости этого сплава еще нет. Однако полагают, что она аналогична свариваемости других никелевых сплавов, содержащих титан и алюминий.

Сплав уаспалой

Этот сплав широко применяют в деформированном состоянии при изготовлении рабочих лопаток и в литом при изготовлении сопловых лопаток газовых турбин [269]. Сплав выплавляют в вакууме. Термическая обработка состоит из закалки с 1080° С, выдержки 4 ч на воздухе, старения в течение 24 ч при 843° С с охлаждением на воздухе и дополнительного старения при 760° С в течение 16 ч с охлаждением на воздухе.

После закалки на твердый раствор сплав имеет твердость порядка 20—25 HRC, а после закалки и старения по указанному режиму 34—38 HRC.

Свойства сплава при различных температурах испытания показаны на рис. 315 (см. также рис. 4 и табл. 2).

Горячую обработку рекомендуется проводить в узком интервале температур (1175—1010° С), однако лучшие результаты достигаются при 1120—1000° С, когда получается более равномерная мелкозернистая структура.

ТАБЛИЦА 124. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА * ПРУТКОВ СПЛАВА ЮНИТЕМП АF-1753

$t_{\text{исп}}$, °С	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %
20	136,4	91,0	19,8
950	34,0	33,7	24,8
980	—	—	—

* При 980° С $\sigma_{100} = 7$ кг/мм².

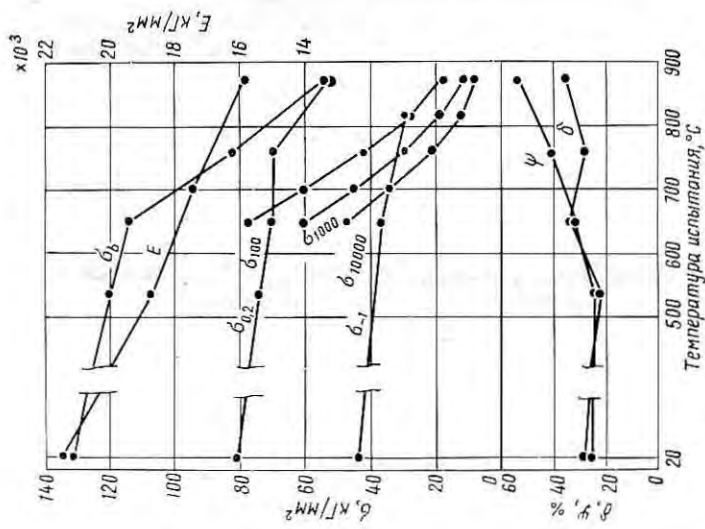


Рис. 315. Изменение механических свойств сплава усталой в зависимости от температуры испытания

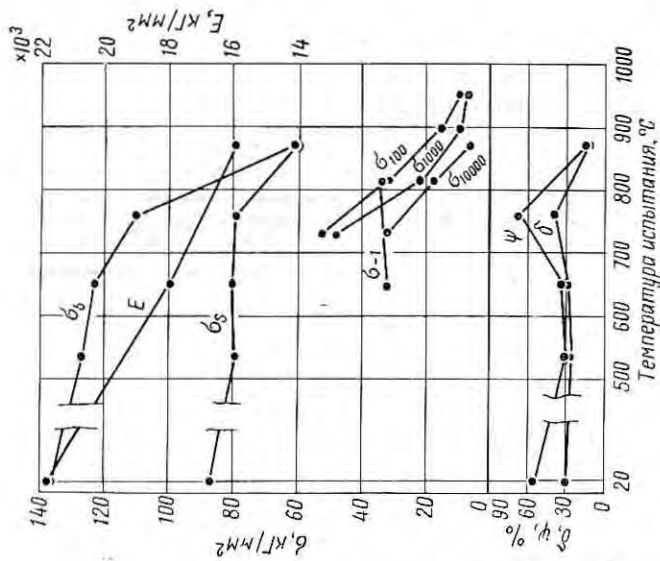


Рис. 316. Изменение механических свойств сплава усталой в зависимости от температуры испытания

Сплав удимет 500 (юнitemп 500)

Сплав применяется для изготовления рабочих лопаток газовых турбин, а также может использоваться как сплав для турбинных дисков [269].

Сплав выплавляют в вакууме и при выплавке ориентируются на следующий оптимальный химический состав: 0,12% С, 0,02% Mn, 0,04% Si, 0,007% S, 17,5% Cr, 18,45% Co, 4,25% Mo, 3,10% Ti, 3,05% Al, 0,06% Zr, 0,005% B, 1,75% Fe, 0,03% Cu, остальное никель.

Сплав сильно упрочняется в результате дисперсионного твердения, связанного с образованием фаз типа $Ni_3(Ti, Al)$. Термическая обработка состоит из закалки с $1175^\circ C$, 2 ч, на воздухе, второй закалки с $1080^\circ C$, 4 ч, на воздухе, последующего старения при $820^\circ C$ (24 ч, воздух) и дополнительного старения в течение 16 ч при $760^\circ C$. В закаленном на твердый раствор состоянии сплав имеет твердость 23—28 HRC, а после полного цикла термической обработки 34—38 HRC.

Свойства сплава при различных температурах испытания после полного цикла термической обработки приведены на рис. 4 и 316.

Горячую обработку давлением следует проводить очень осторожно и в узком интервале температур [1175 (макс.) — $1080^\circ C$ (мин.)], так как сплав склонен к трещинообразованию. Сплав имеет стойкость против окисления до температур $900^\circ C$.

Сплав удимет 700

Этот сплав содержит больше упрочняющих элементов [$\sum(Ti + Al) = 7,8\%$] по сравнению со сплавом удимет 500 (5,75%) и больше бора (0,10% вместо 0,008%). Сплав применяют для лопаток и дисков турбин. В горячекатаном состоянии в сплаве имеется большое количество γ' -фазы типа Ni (Al, Ti), некоторое количество карбидов типа MeC, бориды типа Me_3B_2 (Mo, Cr) B_2 и небольшое количество карбидов хрома $Me_{23}C_6$.

Нагрев при $1180^\circ C$ в течение 4 ч способствует полному растворению γ' -фазы и в сочетании со старением приводит к получению высоких механических свойств. Иногда сплав используют в горячекатаном состоянии и металл при эксплуатации не нагревают выше $1100^\circ C$ [270].

Полный цикл термической обработки для работы сплава при $982^\circ C$ состоит из двух закалок: 2-ч нагрева при $1180^\circ C$, охлаждения на воздухе, второго нагрева в течение 4 ч при $1080^\circ C$, охлаждения на воздухе и ступенчатого старения при $840^\circ C$ в течение 24 ч, охлаждения на воздухе и 16-ч старения при $760^\circ C$, охлаждения на воздухе.

Такая термическая обработка обеспечивает наиболее высокую жаропрочность и хорошую ударную вязкость при комнатной температуре.

Ковку производят при $982-1110^{\circ}\text{C}$, отжиг для снятия напряжений — при $982-1093^{\circ}\text{C}$ и старение — при $760-1080^{\circ}\text{C}$.

Сплав можно применять до 1066°C . В случае кратковременной службы сплав можно использовать при 1150°C .

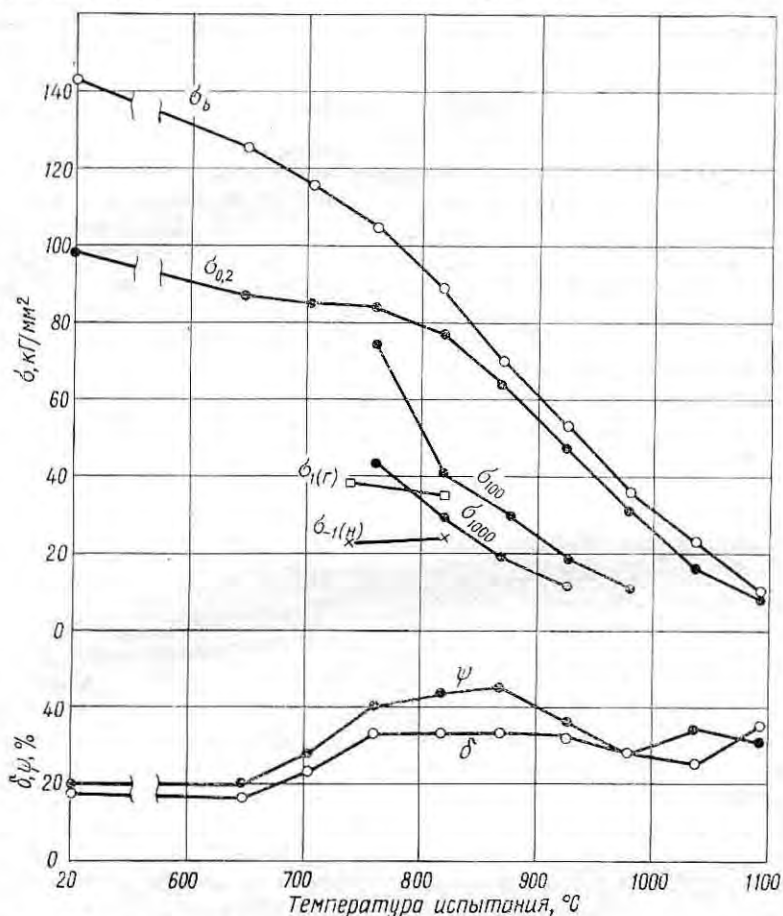


Рис. 317. Свойства сплава удимет 700 при различных температурах испытания: (Г) — гладкие образцы; (Н) — образцы с надрезом

Сплав можно применять в состоянии полугорячего наклепа без термической обработки при 1180°C на твердый раствор. В этом состоянии сплав имеет высокие механические свойства при комнатной и умеренных температурах, но при высоких температурах длительная прочность значительно хуже.

Сплав имеет высокое сопротивление окислению при 982°C . При 1093°C окисление не очень сильное, но легирующие элементы (Ti, Al) в поверхностном слое выгорают.

Для тонких сечений, работающих длительное время, рекомендуются защитные покрытия. Наклеп поверхности способствует образованию межкристаллитного окисления. Электрополирование улучшает окалиностойкость.

Сплав удимет 700 применяется как в деформированном, так и в литом состоянии для изготовления рабочих лопаток газовых турбин и других деталей.

Изменение механических свойств сплава при различных температурах испытания показано на рис. 317 и в табл. 2.

Сплав получают методом вакуумной выплавки, он имеет очень узкий интервал горячей обработки давлением ($1020\text{—}1120^\circ\text{C}$), может свариваться аргоно-дуговой и кислородно-ацетиленовой сваркой с применением присадочных проволок того же состава. Сплав в толстых сечениях можно сваривать дуговой сваркой.

В последнее время удимет 700 начали использовать для дисков газовых турбин; при этом закалку производят с более низких температур при 870 и 980°C .

Сплав инконель X-750

Этот сплав широко применяют при изготовлении различных деталей, работающих в интервале от -253 до 815°C , в том числе для пружин, работающих при температурах до 650°C . Испытания на релаксацию холоднокатаной проволоки показали, что после 28 дней испытания при 650°C и $\sigma = 14 \text{ кг/мм}^2$ потери на релаксацию составляют 5,6%.

Сплав рене 41

Сплав применяют в виде листов, дисков и других деталей газотурбинных двигателей. Относится он к дисперсионно твердеющим с упрочняющей фазой типа $\text{Ni}_3(\text{TiAl})$, которая уже при охлаждении на воздухе выделяется в достаточном количестве [271]. При нагреве на 1065° она полностью переходит в γ -твердый раствор.

Для достижения максимальной пластичности требуется быстрое охлаждение в течение 2 мин, после которого твердость составляет 23 HRC, а удлинение ($l = 50 \text{ мм}$) 45%, тогда как при охлаждении на воздухе твердость равна 30 HRC, а удлинение ($l = 50 \text{ мм}$) 31% [272, 273].

Перед обработкой давлением или перед сваркой применяют закалку с 1080°C с быстрым охлаждением в масле или воде.

Полное восстановление пластичности после наклепа достигается при температуре нагрева не более 1080°C .

Листовой, полосовой или прутковый материал из сплава рене 41 обычно поставляют в состоянии IB (закалка с 1080°C в воде) или IIB (закалка с 1080°C в воде + старение при 760°C , 16 ч) (табл. 125).

ТАБЛИЦА 125. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУФАБРИКАТОВ
ИЗ СПЛАВА РЕНЕ 41

Состояние	$t_{исп}$ °С	σ_b , кг/мм ²		$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²		δ , % ($l = 50$ мм)	
		лист	пруток	лист	пруток	лист	пруток
IV	20	—	—	70 (макс.)	—	21	—
IVB	20	126	126	95	98	12 и 10	10
IVB	760	98	95	77	77	3	3

При сварке существенное значение имеет структура термически обработанного сплава рене 41. Опыт сварки трубчатых деталей, закаленных с 1150° С, показал, что предотвращение трещин часто представляет серьезную задачу, даже в том случае, если термическая обработка на твердый раствор при 1080° С применяется после высокотемпературного нагрева перед сваркой. Такая двухступенчатая термическая обработка вызывает выпадение фазы Me_6C вместо фазы $Me_{2,3}C_6$. Однако карбид Me_6C выпадает по границам зерен, и при сварке и последующем старении происходит образование трещин. Поэтому от такой термической обработки следует отказаться.

Поскольку фаза Me_6C начинает растворяться в интервале 1105—1160° С, фирма Boeing Co (США) снизила температуру закалки с 1150 до 1105° С. Кроме того, для предотвращения образования трещин в сварных деталях фирма применяет измененный цикл старения, не оказывающий влияния на механические свойства. Сварные детали подвергают старению в течение 1 ч при 900° С и затем 10 ч при 760° С. Детали, умеренно деформируемые, а не свариваемые, подвергают 16-ч старению при 760° С.

На рис. 4 и 318 и в табл. 125 приведены свойства сплава рене 41.

Детали, предназначенные для применения в космосе, например панели, трубчатые детали, патрубки, представляют собой главным образом конструкции, полученные точечной сваркой из слабо наклепанного листового сплава рене 41. Их подвергают двухступенчатому старению в печи с атмосферой воздуха без предварительной закалки [272, 274]. Темный слой окислы не удаляют, так как она оказывает благоприятное действие на излучательную способность материала в условиях космического полета.

Трубчатые детали, концы которых подвергнуты штамповке с обжатием, часто требуют многократного нагрева для снятия наклепа. Нагрев выполняют в специальной трубчатой печи в атмосфере аргона, содержащего не более 0,0004% O_2 и имеющего точку росы не выше —20° С. Температура нагрева 1105° С, продолжительность 5 мин. Затем менее чем через 3 сек трубы подвергают закалке в воде.

Влияние космических условий полета на структуру элементов наружной оболочки из сплава рене 41 летательного аппарата

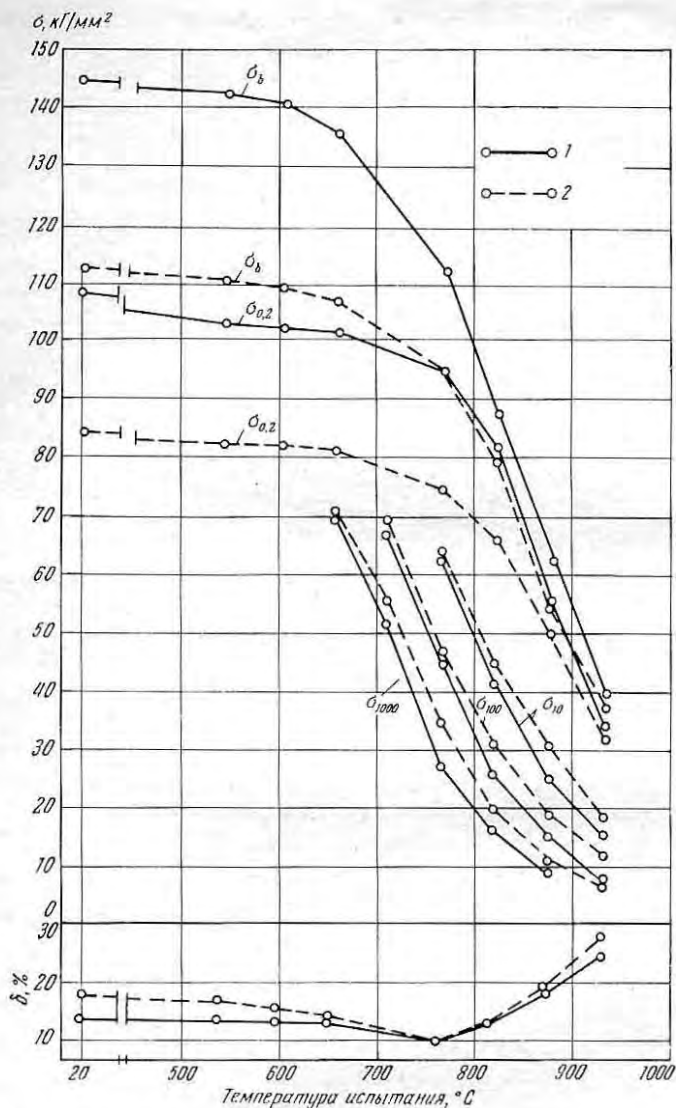


Рис. 318. Свойства сплава рене 41 при различных температурах. Термическая обработка:

1 — 1063° С, 4 ч, воздух + 760° С, 16 ч, воздух; 2 — 1176° С, 2 ч, воздух + 898° С, 4 ч, воздух

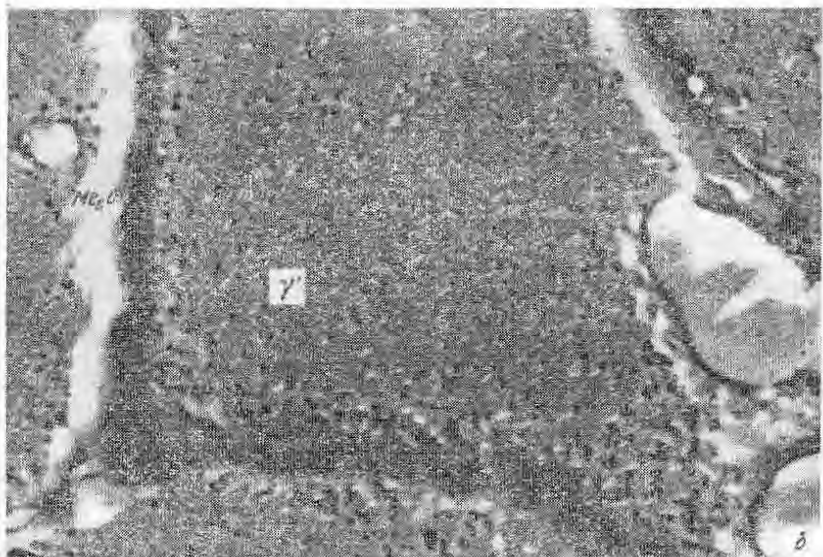
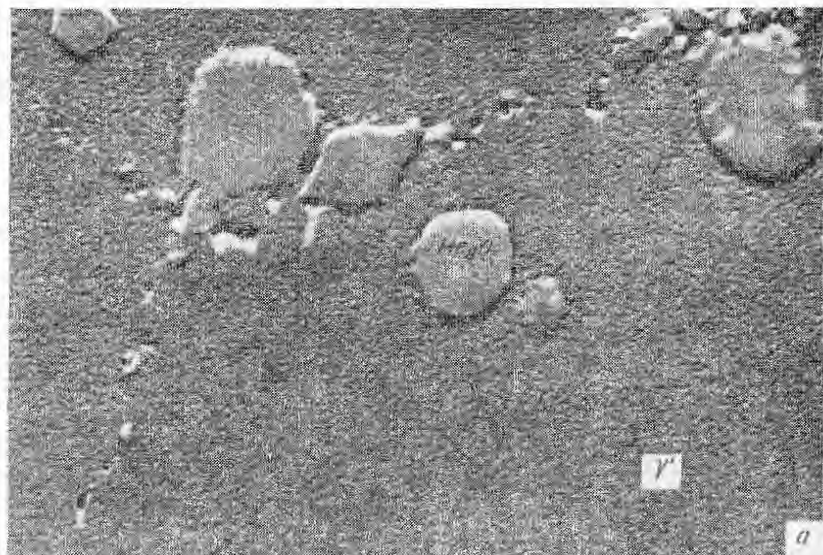


Рис. 319. Структура сплава рене 41 до (а) и после (б) полета космического корабля. $\times 8000$ (при печати уменьшено на 9/10)

Меркурий, температура которого при возврате в плотные слои атмосферы достигала 1930°C , показано на рис. 319.

На микрофотографии сплава до полета видны дисперсные выделения γ' -фазы в γ -твердом растворе, распределенные по всему полю, а также крупные выделения карбидов типа Me_6C (а); после полета в структуре обнаружены добавочные укрупненные частицы γ' -фазы и выделения карбидов Me_6C по границам зерен, кроме наблюдавшихся ранее крупных частиц карбидов.

Сплав рене 41 используют также для изготовления элементов оболочки хвостового конуса двухместного космического летательного аппарата Джеминай, который подвергается воздействию высокого вакуума.

Сплав рене 41 вакуумной выплавки применяют для пружин с рабочей температурой до 982°C . Такие пружины используются в конструкциях управляемых снарядов, ракет и в атомной технике. Проволока имеет диаметр от 0,1 до 5 мм. Предел прочности материала пружин $176\text{--}197\text{ кг/мм}^2$, модуль упругости при комнатной температуре 22216 кг/мм^2 , а при температуре 927°C 14062 кг/мм^2 .

Сплав рене 41, обладающий высокой окалиностойкостью, применяют при изготовлении охлаждаемых сварных сопловых лопаток двигателя I-79 [6, 268].

Сплав выплавляют в дуговых вакуумных печах с расходуемым электродом.

Никельалюминиевые сплавы

Никелевые сплавы с высоким содержанием алюминия изучали, исходя из возможности получения высоких жаропрочных свойств вследствие упрочняющего влияния алюминия и замены жаропрочных сплавов на кобальтовой основе [275, 276].

Влияние алюминия на твердость, предел прочности и плотность этих сплавов показано в табл. 126. Там же приведены данные о фазовом составе сплавов.

Лучшие свойства получены у сплава с 17,5% Al.

Интерметаллидное соединение Ni_3Al в литом сплаве, содержащем 14% Al, обуславливает при 815°C предел прочности при растяжении $26,2\text{ кг/мм}^2$ и общее удлинение 1,3%. Таким образом, фаза Ni_3Al обладает средней прочностью и некоторой пластичностью. Общее удлинение литого сплава с 25% Al, содержащего соединение NiAl, при 815°C составляет 3,8%, причем следует заметить, что эта фаза не настолько хрупка, как это обычно указывается в литературе. Гомогенизация при 1315°C литого сплава с 17,5% Al, содержащего две фазы $\text{Ni}_3\text{Al} + \text{NiAl}$, повышает прочность до 66 кг/мм^2 при нулевом удлинении.

Из всех изученных литых сплавов только сплавы с 17,5 и 28% Al можно было прокатывать в горячем состоянии, первый при 1315°C , второй при 1427°C .

ТАБЛИЦА 126. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА
ЛИТЫХ НИКЕЛЬАЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ
ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Содержание, %		Фазовый состав	σ_b кг/мм ²	δ , %	HRA	γ , е/см ²
Ni	Al					
86	14	Ni ₃ Al	35,4	6,3	62	7,39
82,5	17,5	Ni ₃ Al, NiAl	32,1	2,5	—	—
82,5	17,5	Ni ₃ Al, NiAl	58,7	0	69	6,99
82,5	17,5	Ni ₃ Al, NiAl	55,7	1,2	—	—
75	25	NiAl	16,9	0	72	6,33
75	25	—	14,1	0	—	—
75	25 *	—	15,5	0	—	—
75	25 *	—	13,5	0	—	—
72	28 *	NiAl	14,0	0	71	6,12
72	28	NiAl	15,7	0	—	—
70	30	NiAl	11,4	0	—	5,98
70	30	NiAl	8,8	0	—	—

* С добавкой 0,3% Ti для измельчения зерна.

Сплавы были получены выплавкой в вакуумной индукционной электропечи в тигле из окиси алюминия, отливки массой 400—600 г разливали в медные изложницы. В начале плавки создавали вакуум 0,002—0,01 мм рт. ст., а затем тигель заполняли аргоном с небольшим положительным давлением. Шихта расплавлялась в течение нескольких секунд, выдержка в расплавленном состоянии составляла около 1 мин.

В табл. 127 приведены прочностные свойства сплава с 17,5% Al при 20 и 815° С в зависимости от обработки и наличия присадок.

Присадка к никельалюминиевому сплаву с 17,5% Al молибдена, титана и бора, измельчающих зерно, хотя и оказала значительное влияние на размер зерна, однако не привела к заметному улучшению прочностных свойств сплава при кратковременных испытаниях.

Предел прочности основного сплава (17,5% Al) после прокатки с 10%-ным обжатием составлял при комнатной температуре 51,4 кг/мм², при 50%-ном обжатии 60,4 кг/мм². Предел ползучести этого сплава при 732° С был равен 9,8 кг/мм² за 100 ч и 5,9 кг/мм² за 1000 ч, что примерно соответствует свойствам сплава инконель.

При термической обработке в интервале 815—1370° С в структуре сплава происходят изменения. При повышении температуры с 815 до 1093° С изменяется количественно соотношение фаз Ni₃Al и NiAl при коагуляции фазы Ni₃Al. Рекристаллизация и рост зерен наблюдаются при 1260° С, причем после закалки в воде возникает структура мартенситного типа. Закалка с 1315 и 1370° С дает видманштеттову структуру по границам зерен с метастабильной фазой внутри зерен. Превращение фазы NiAl

ТАБЛИЦА 127. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА
17,5%-НОГО НИКЕЛЬАЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Обработка	Легирующие элементы, %	20° С			815° С		
		σ_b кг/мм ²	δ , %	ψ , %	σ_b кг/мм ²	δ , %	ψ , %
Без обработки	Нет	58,7-55,7	0,6	0-1,2	37	2,9	3,3
Гомогенизация 16 ч при 1315° С	»	66	0	—	26,3	0,9	0,9
То же, 48 ч при 815° С	»	39	0	—	30,9	1,3	1,0
То же, при 1093° С	»	23,4	0	0	38,7	2,5	1,4
Прокатка при 1315° С (25%-ное обжатие)	»	51,1-56,3	0,8-0,6	—	34-28,7	2-1,8	1,9-1,2
То же, 50%-ное обжатие	»	60,4-57,9	0	—	35	4,4	5,2
Без термической обработки	0,5Мо	58,7	0,6	1,5	36,8	3,7	3,8
То же	5,0Мо	62	0,2	—	35,8	2,0	2,8
Прокатка при 1315° С (34%-ное обжатие)	5,04Мо	59	0,4	—	38,5	2,8	3,2
То же	0,3Ti	59	0,4	—	39,2	3,9	4,1
Без термической обработки	0,05В	68,4	—	1,5	30,7	2,5	2,8

по мартенситному типу при высокой температуре протекает очень быстро. При охлаждении на воздухе получается мелкопластинчатая структура.

Ударная вязкость сплава при комнатной температуре очень низкая и составляет для образцов с надрезом и гладких менее 0,5 кг·м/см². При ударе сплав ведет себя подобно сплавам типа кермет, т. е. хрупко, хотя, по мнению некоторых исследователей, он все же имеет некоторую вязкость.

При испытании на термостойкость в аппаратуре, имитирующей реальные условия газового потока реактивного двигателя, сплав выдерживает 200 теплосмен. Это указывает на возможность применения его в качестве материала для турбинных лопаток. По стойкости против окисления при 980° С 17,5%-ный никель-алюминиевый сплав ведет себя несколько лучше, чем нихром, и он более устойчив, чем сплавы S-816 и инконель X.

Никельмолибденовые и никельхромомолибденовые сплавы

Эти сплавы известны в технике как коррозионностойкие жаропрочные сплавы типа хастеллой. Коррозионная стойкость и их свойства описаны в книге автора [16] и в работе [277]. В настоящем разделе приводятся данные, необходимые с точки зрения применения сплавов для работы при высоких температурах (табл. 128 и 129).

Т А Б Л И Ц А 128. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, И ПРИМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ ТИПА ХАСТЕЛОЙ

Марка сплава хасте-лойд	Состояние материала	C	Si	Mn	Cr	Mo	Fe	Другие элементы	Применение и характеристика
C	—	0,15	1,0	1,0	16,5	17	5,5	—	Устойчив в окислительных средах и в растворах, содержащих хлор; для деталей авиационных двигателей
C	Прокат и сварочная проволока	0,08	1,0	1,00	14,5—16,5	15,0—17,0	4,0—7,0	3,0—4,5 W; 0,35 V	Детали газовых турбин, хорошо свариваемые, и сварочная проволока
C	Литье	0,12	1,00	1,00	15,5—17,5	16—18	4,0—7,0	0,40 V; 3,75—5,25 W	То же
F	Прокат	0,05	1,0	1,0—2,0	21—23	5,5—7,5	13,5—17	1,75÷2,5 Nb+Ta	Детали авиационных двигателей
F X	Литье Прокат	0,12 0,10	1,0 0,5	1,5—2,0 0,5	21—23 22	5,5—7,5 9	13,5—17 18,5	1,75÷2,5 Nb+Ta 0,6 W	То же
W	Литье	0,12	0,5	0,5	22	24,5	5,5	0,6 V	Сварочная проволока
W	Прокат	0,06	0,8	0,5	7	16,5	5,0	0,01 B	Лабиринтные кольца

Марка сплава хасте-лойд	Состояние материала	МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА				НИКЕЛЬМОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ ТИПА ХАСТЕЛОЙ				
		Термическая обработка	HB	HRB	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ %	ψ %	E кг/мм ²	ν г/см ²
C	Литье в песчаные формы	1 ч, 1220° C, воздух 1 » 1220° C, » 1220° C в струе воздуха	199	93	56	35	5	8	18 200	8,94
C	Прокат (пруток)		204	94	85	36	50	—	20 000	—
C	» (лист)		—	—	90	48	49	—	—	—
C	Точное литье	—	—	91	50	44	—	—	21 600	—
C	Точное литье	—	215	96	57	10	12	—	—	—
F	Горячекатаный лист	Закалка с 1165° C в движущемся воздухе	168	86	72	31	46	—	20 300	8,17
F	Пруток	То же	—	—	71	29	45	47—54	20 300	—
F	Литье в песчаные формы	» »	159	83	51	26	20	20	—	—

Сплавы с высоким содержанием молибдена хорошо свариваются и применяют их в виде различных деталей, изготовляемых горячей обработкой давлением и методами точного литья. Особенно широко используются никельхромомолибденовые сплавы в виде присадочной проволоки при сварке окалиностойких и жаропрочных сталей и сплавов, так как наличие молибдена препятствует появлению горячих трещин при сварке.

Сплав хастеллой С

Наличие хрома в сплаве понижает коррозионную стойкость в серной кислоте, но увеличивает стойкость сплава в окислительных средах (азотная кислота, свободный хлор, водные растворы,

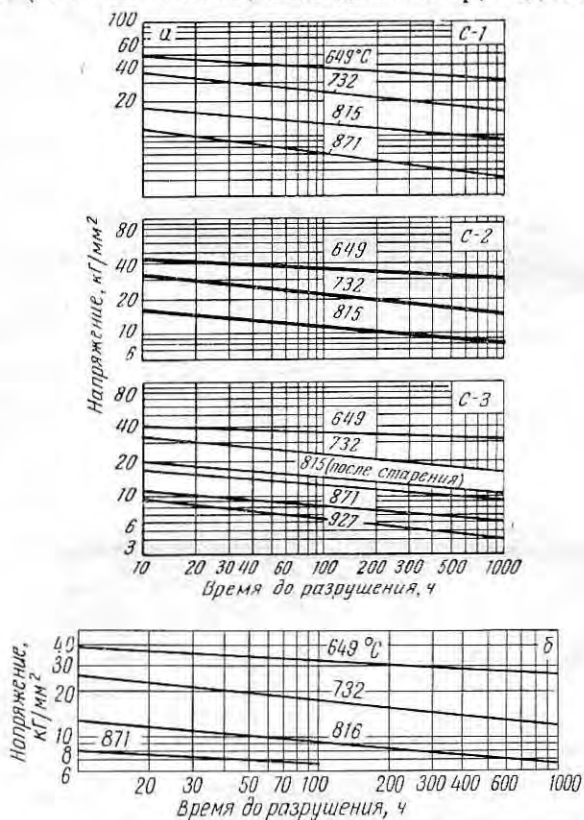


Рис. 320. Длительная прочность сплавов типа хастеллой: а — хастеллой С, б — хастеллой F

содержащие хлор, растворы гипохлоритов, кислых солей железа и меди).

Сплав применяется в виде литья и проката. Используется в качестве материала повышенной жаропрочности в авиационной и ракетной технике.

В табл. 129 приведены механические свойства сплава хастелой С в различных состояниях и после различных вариантов термической обработки.

Сплав хастелой С почти не имеет склонности к упрочнению в результате старения при небольших выдержках (30 мин) в интервале 400—900° С; в случае более длительных выдержек при 800° С твердость деталей (точного литья) увеличивается с 215 до 373 НВ.

Механические свойства повышаются в результате длительного старения, а плотность падает почти до нуля. Если же определение механических свойств сплава после длительного старения при 800° С проводить при этой же температуре, то прочностные свойства несколько повышаются, а пластичность в горячем состоянии при 800° С изменяется очень мало.

На рис. 320 приведены данные о длительной прочности этого сплава при 650—920° С.

Сплав хастелой С сваривается различными видами сварки с применением проволоки состава, указанного для деформируемого варианта (табл. 129).

Литье сваривается или заваривается гелиевой, атомно-дуговой и дуговой сварками, а также сваркой под слоем флюса. Сложные по форме изделия лучше сваривать с подогревом. При приварке деталей из других сталей (25-20) применяют электроды из хастелой С; использование электродов из стали 25-20 возможно лишь в том случае, если части конструкций не подвергаются действию коррозионной среды, в которой хастелой С устойчив.

Механические свойства сварных изделий из сплава хастелой С, полученные различными методами, приведены в табл. 130.

ТАБЛИЦА 130. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ХАСТЕЛОЙ С

Метод сварки	Толщина сварного соединения мм	σ_B кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$ кг/мм ²	δ %
Дуговая	10	70—85	44—47	11—35
	3,1	80—81	41—48	13,5—20
Гелиарк	10	80—84	45—46	20—29
	3,1	74—86	43—46	13,29

Сплав хастелой F

Этот сплав применяют в виде литья и проката для изготовления химической аппаратуры, стойкой в щелочных растворах, в хлоридах, в растворах сернистой кислоты и сернистом газе и др. По свойствам хастелой F близок к легированным аустенитным

сталлям на базе γ -твердого раствора. Сплав имеет повышенную прочность при высоких температурах, сохраняя достаточную пластичность при кратковременных испытаниях и низкие значения ее при длительных испытаниях (рис. 320, б). Хастеллой F хорошо сваривается с применением присадочной проволоки того же состава. Сварные соединения имеют ту же прочность, что и основной металл, и высокую пластичность.

Сплав хастеллой W

Сплав используют для лабиринтных колец над рабочими лопатками газотурбинных двигателей (США), работающих при высоких температурах.

Хастеллой W обладает умеренной прочностью и достаточной пластичностью, а также повышенными механическими свойствами при высоких температурах; удовлетворительно сваривается различными видами сварки с применением материала того же состава.

Сплав хастеллой X

Из этого сплава изготавливают детали газотурбинных двигателей (кольца, кожух, газосборник, стенки конуса и полукольца соплового аппарата, детали камер сгорания). Сплав хорошо сваривается и имеет повышенную жаропрочность по сравнению с другими свариваемыми сталями и сплавами.

Сплав NASA (TAZ-8)

Этот сплав на никелевой основе содержит около 8% Ta, несколько пониженное количество хрома (6%) и другие легирующие элементы. Он может длительно работать при высоких температурах без защитного покрытия. При 980° С сплав имеет $\sigma_{1000} = 10,5 \text{ кг/мм}^2$. Пределы прочности этого сплава при разных температурах приведены в табл. 131.

ТАБЛИЦА 131. ПРЕДЕЛЫ ПРОЧНОСТИ, кг/мм^2 , СПЛАВА TAZ-8

Состояние сплава	20° С	980° С	1040° С	1090° С	1150° С
Литой	94,5	56,3	39,1	34,5	24,2
Кованный	111,3	41,1	34,4	28,0	12,8

Сплав предназначается для лопаток соплового аппарата камер сгорания, выхлопных сопел газотурбинных двигателей и для обшивки космических летательных аппаратов. Из него также предполагается изготовить носок экспериментального сверхзвукового самолета X-15-2, рассчитанного на полет со скоростью M-8, при которой температура носка будет достигать 1090° С.

ЗАРУБЕЖНЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

В табл. 132 и на рис. 321—323 приведены длительная прочность и другие характеристики некоторых литых сплавов, применяющихся за рубежом.

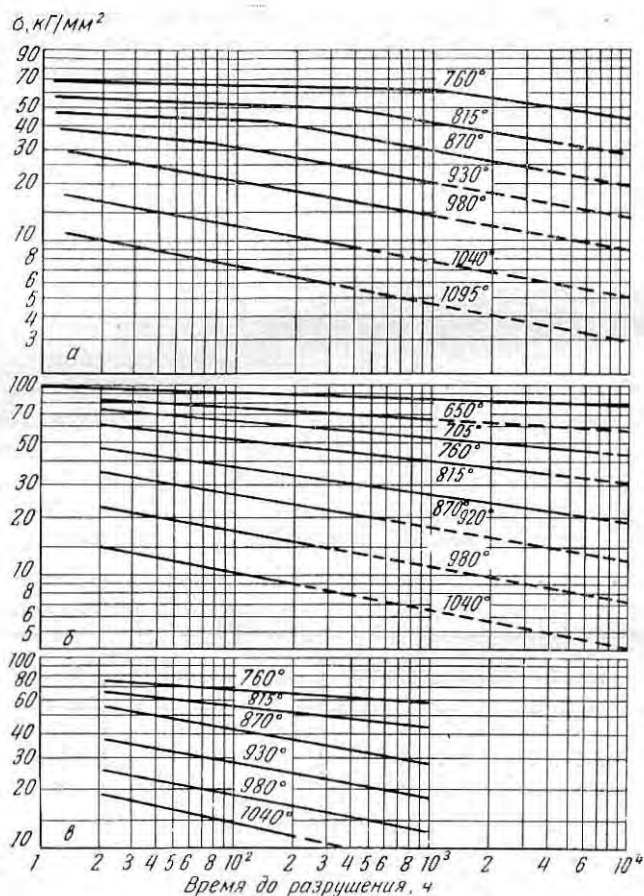


Рис. 321. Длительная прочность жаропрочных сплавов MAR-M-200 (а), MAR-M-246 (б) и MAR-M 211 (в)

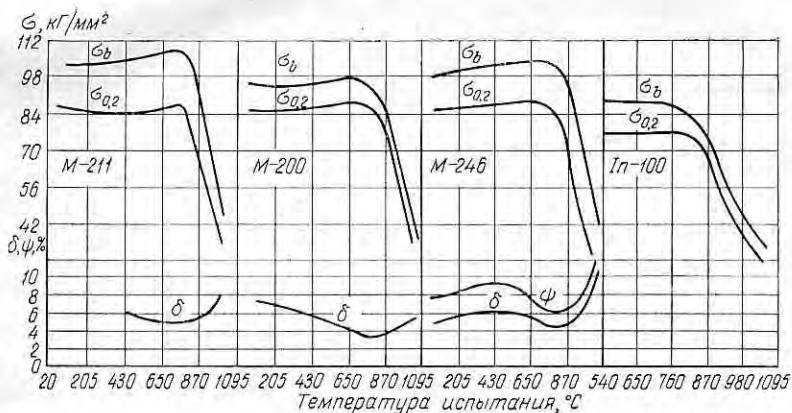


Рис. 322. Изменение механических свойств сплавов типа MAR и In-100 в зависимости от температуры испытания

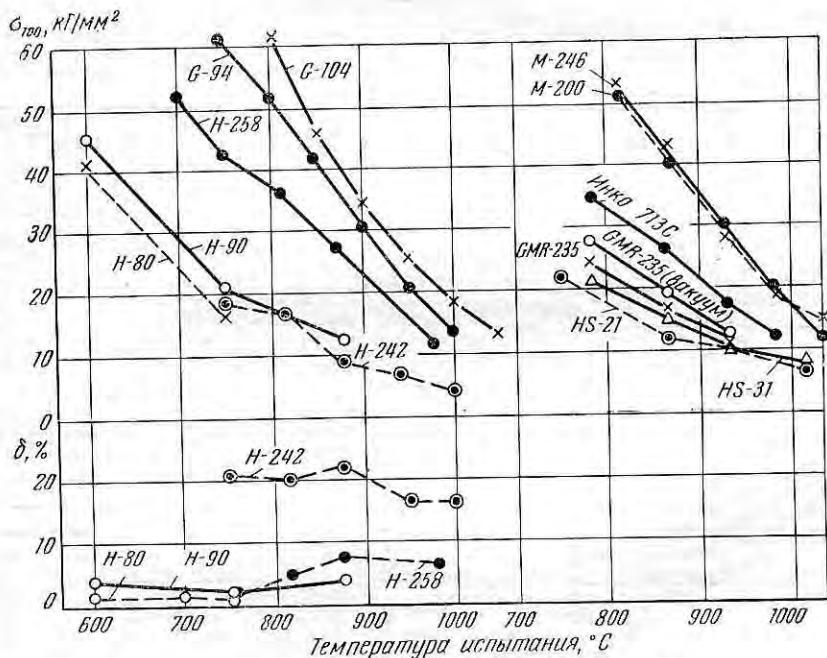


Рис. 323. Изменение свойств английских литейных сплавов в зависимости от температуры испытания

ТАБЛИЦА 132. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ
ИЗ ЛИТЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ЛИТЬЕ В ЗЕМЛЮ
И МЕТОДОМ ТОЧНОГО ЛИТЬЯ

Марка сплава	Состояние материала	Термическая обработка	Температура испытания °С	σ_0 , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	HV (средняя)	Работа удара по Изоду кг-м
Нимокаст 75	Литье в землю	Без обработки Закалка с 1080° С, 4 ч, воздух	20	52,5	20,7	34,8	164	12,2
			20	57,7	19,4	40,5	172	12,8
Нимокаст 75	Точное литье	Без обработки Закалка с 1080° С, 4 ч, воздух	20	54,9	20,7	69,0	139	13,3
			20	51,8	18,6	61,2	149	12,4
Нимокаст 80	Литье в землю	Без обработки Закалка с 1080° С, 4 ч, воздух + 700° С, 16 ч, воздух	20	50,6	47,0	3,0	253	3,7
			20	78,5	54,9	13,7	270	5,8
Нимокаст 80	Точное литье	Без обработки После термической обработки	20	54,9	48,6	6,2	254	4,8
			20	74,8	53,3	15,2	275	3,6
Нимокаст 90	Литье в землю	Без обработки Закалка с 1080° С, 4 ч, воздух	20	65,2	51,2	8,1	280	3,9
			20	74,5	56,0	12,6	291	5,3
Нимокаст 90	Точное литье	Без обработки Закалка с 1080° С, 4 ч, воздух + 700° С, 16 ч, воздух	20	64,0	52,3	14,6	278	4,6
			20	71,4	53,0	14,1	291	—
Нимокаст 257	Литые прутки	Закалка с 1050° С, 4 ч, воздух + 700° С, 16 ч	650	48,0	37,5	10,8	—	—
			650	—	—	—	—	—
			650	—	—	—	—	—
Нимокаст 257	Прутки, отлитые центробежным методом	Закалка с 1080° С, 8 ч, воздух	20	58,0	24,4	33,2	160	—
			650	44,9	27,4	20,0	—	—
			650	—	—	—	—	—
Нимокаст 257	Прутки, отлитые центробежным методом	То же, 700° С, 16 ч, воздух	20	70,9	45,7	15,8	—	—
			650	52,0	39,7	8,7	—	—
			650	—	—	—	—	—
Нимокаст 258	Литье	Закалка с 900° С, 4 ч, воздух + 850° С, 16 ч, воздух	20	86,3	80,3	3,4	375	—
			20	82,5	78,1	4,5	383	—
Нимокаст 258	Литье	Закалка с 1000° С, 4 ч, воздух + 850° С, 16 ч, воздух	20	77,2	75,3	4,5	377	—
			20	—	—	—	—	—

Марка сплава	Состояние материала	Термическая обработка	Температура испытания °С	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	HV (средняя)	Работа удара по Изоду к.Г.М
Нимокаст 242	Литье	Закалка с 1175° С, 4 ч, воздух	20	48,0	30,2	7,9	220	—
Нимокаст 713С	Литье		20	88	—	6	—	—
			800	90	—	6	—	—
			900	68	—	6	—	—
Ip-100	Литье	Закалка с 1175° С, 2 ч, воздух						
SM-200	Литье		20	95	84	7	—	—
			1038	42	35	4	—	—
g-94	Литье		20	100	—	6	—	—
			800	83	—	2,8	—	—

Американские жаропрочные литейные сплавы

Литейный сплав GMR-235 применяют в США для изготовления рабочих и сопловых лопаток газовых турбин авиационных двигателей. Сплав не содержит дорогостоящего кобальта, а высокая жаропрочность у него сочетается с хорошей пластичностью во всем интервале рабочих температур (сплав вакуумной плавки). Работает он вполне удовлетворительно при высоких температурах (850—1000° С).

Высокие прочностные свойства этого сплава достигаются в результате термической обработки, состоящей из закалки и старения.

Фактически имеются три варианта сплава, различающиеся по количеству бора, а также суммарному содержанию титана и алюминия (хастелой 235, GMR-235 и GMR-235D). Хастелой 235 почти не содержит бора (< 0,009%) и поэтому используется для сварных изделий, изготавливаемых из листов и колец; сплавы GMR-235 применяются для сопловых и рабочих лопаток газовых турбин.

На рис. 304 показано влияние бора на длительную прочность и пластичность сплава типа GMR-235, а на рис. 303 — влияние суммы титана и алюминия на те же характеристики.

Более высокое содержание упрочняющих элементов (Ti + Al) обуславливает повышенное количество γ' -фазы и, следовательно,

более высокую жаропрочность при сохранении пластичности на достаточно высоком уровне.

Во избежание выгорания хрома и алюминия в поверхностных слоях литых деталей термическую обработку проводят в нейтральных (аргон, гелий) или защитных атмосферах, в вакууме. Иногда изделия при термической обработке покрывают специальной пастой, которая затем легко удаляется.

Сопловые литые лопатки газотурбинных двигателей из сплава GMR-235 защищают с поверхности алюминием, для чего их погружают в ванну с расплавленным алюминиевым расплавом, а затем подвергают нагреву при высоких температурах для диффузии алюминия в глубь металла. Алитирование в данном случае полезно с двух точек зрения: оно повышает сопротивление окислению поверхностных слоев и термостойкость.

Из сплавов, получивших применение в последнее время, наиболее высокой жаропрочностью обладают литейные сплавы In-100, MAR-M-200, MAR-M-246 (см. табл. 118) и M-22VC.

Из данных табл. 117 следует, что некоторые деформируемые сплавы начали применять в литейном варианте, при этом они обнаружили несколько более высокую длительную прочность (сплавы удимет 500 и 700, нимоник 80A и 90).

Вследствие более высокого содержания титана и алюминия или их суммы литейные никелевые жаропрочные сплавы M-200, M-246 и M-211 имеют наиболее высокие жаропрочные свойства и они содержат большее количество упрочняющих фаз γ' или Ni_3Al .

Высокое содержание тугоплавких элементов (W, Nb, Ta) и несколько повышенное содержание углерода оказывает положительное влияние на жаропрочность при температурах выше $950^\circ C$, но при этом следует учитывать более высокую плотность сплавов, особенно когда они предназначаются для рабочих лопаток газовых турбин. Механические свойства этих сплавов приведены в табл. 118 и на рис. 321, 322.

Наиболее высокой жаропрочностью обладает сплав M-200, предназначенный для турбинных лопаток. Сплав используют для рабочих температур до $980^\circ C$; в случае применения при более высоких температурах (до $1150^\circ C$) он должен быть защищен во избежание избирательного окисления отдельных элементов в поверхностном слое.

Сплав In-100 также имеет высокое содержание $Al + Ti$, равное 10,5% (по массе) от состава сплава [278]. Упрочнение сплава достигается за счет образования при охлаждении $Ni_3(Ti, Al)$ -фазы. При этом, наряду с γ' -фазой, которая выпадает при охлаждении, возникают островки той же фазы, но выпадающей в процессе застывания непосредственно из расплава, а также карбиды типа MeC (TiC). Карбиды типа $Me_{23}C_6$ в литом состоянии отсутствуют, но при нагреве они могут образоваться в результате распада карбидов типа MeC . Когда в литой структуре

карбидные включения вытянуты вдоль оси лопатки, т. е. в направлении действующих центробежных сил, при работе деталей сопротивление усталости оказывается на 30% выше, чем в случае беспорядочного расположения карбидных частиц.

Ванадий (1%) присутствует в сплаве не в виде карбидов, а в твердом растворе или в γ' -фазе, замещая в ней титан.

Сплав In-100 имеет высокую жаропрочность при температурах около 1000° С. В макроструктуре литья обнаруживается мелкозернистость, получаемая в результате применения специальной технологии точного литья. По длительной прочности литье должно удовлетворять следующим требованиям: при 982° С $\sigma_{23ч} \geq 20,3 \text{ кг/мм}^2$.

На рис. 322 показано изменение свойств сплава In-100 в зависимости от температуры испытания.

По сопротивлению теплосменам сплав In-100 имеет повышенную термическую стойкость, примерно в два раза большую, чем литой удимет 500, и в 3,5 раза большую, чем литой удимет 70).

Сплав M-22VC, выплавляемый в вакууме, обладает хорошими литейными свойствами, позволяющими получать высококачественные отливки. Сплав обладает повышенной длительной прочностью при высоких температурах (при 1100° С $\sigma_{100} = 8 \text{ кг/мм}^2$, а при 1050° С $\sigma_{1000} = 2,5 \text{ кг/мм}^2$) и хорошим сопротивлением ползучести. Удельная прочность этого сплава выше, чем любых других литейных и деформируемых жаропрочных сплавов на никелевой основе.

Литейный сплав Инко 713С относится к первым литейным жаропрочным сплавам с интерметаллидным упрочнением, получившим широкое применение при изготовлении сопловых и рабочих лопаток в США и других странах (нимокаст 713С, миско 713С) [279].

Сплав имеет высокие жаропрочные свойства до 925° С (см. рис. 287) и достаточную окалиностойкость. Введение около 8% Со в сплав инко 713С позволило несколько повысить его жаропрочность до 900° С при одновременном повышении пластичности (сплав инко 717С).

Английские литейные жаропрочные сплавы

Эти сплавы применяются главным образом для изготовления сопловых лопаток газотурбинных двигателей, а также других деталей (см. табл. 117) [261].

В табл. 132 приведены данные по механическим свойствам сплавов при комнатной и высоких температурах с указанием режимов термической обработки (см. также рис. 323).

Нимокаст 75 (нимоник С75) используют в условиях низких напряжений и там, где требуется высокое сопротивление окисле-

нию. После термической обработки сплав незначительно изменяет свои свойства и его обычно применяют в литом (сыром) состоянии.

Нимокаст 80 (нимоник СС) характеризуется более высокими механическими свойствами и сопротивлением ползучести, чем нимокаст 75. Применяется обычно после полной термической обработки для лопаток статора газовых турбин и форкамер дизелей с высоким к. п. д.

Нимокаст 90 (нимоник СВ) также относится к термически обрабатываемым сплавам и применяется в состаренном состоянии. Благодаря лучшим литейным свойствам и более высокой прочности по сравнению со сплавом нимокаст 80 он предназначен для работы при более высоких температурах и напряжениях. При 750°C сплавы нимокаст 90 и 80 в литом состоянии выдерживают более низкие нагрузки, чем деформируемые сплавы этого типа. Однако при 870°C и выше при одинаковом сроке службы сплав нимокаст 90 выдерживает почти такие же высокие нагрузки, как и сплав нимоник 90.

Нимокаст 242 (С242) характеризуется высоким сопротивлением теплосменам. Применяется в литом состоянии до 1050°C для таких деталей, как лопатки соплового аппарата газовых турбин (см. рис. 323).

Нимокаст 257 (МС57) обладает высокой пластичностью при растягивающих нагрузках в интервале $600\text{--}700^{\circ}\text{C}$. Его применяют в состоянии после полной термической обработки и особую ценность он представляет для изготовления колец методом центробежного литья.

Нимокаст 258 (МС58) характеризуется высокой длительной прочностью (выше 950°C). По химическому составу он аналогичен сплаву нимоник 100. Приведенная на рис. 323 длительная прочность сплава нимокаст 258 в интервале $700\text{--}980^{\circ}\text{C}$ характерна для этого сплава, отлитого при 1530°C методом точного литья (максимальную длительную прочность сплав имеет в литом состоянии).

В работе [261] установлено, что материал с мелкозернистой структурой имеет более высокую прочность, но заливка при низких температурах связана с опасностью получения недоброкачественных отливок. Размер зерна при точном литье хорошо регулируется температурой заливки.

Литейный нихром типа 40-60

Этот сплав имеет высокое сопротивление газовой коррозии в условиях действия продуктов сгорания топлива, богатого содержанием ванадия, сульфатов натрия и серы и применяется для опор котлов, пароперегревателей, распорок и других элементов топливных печей. Литые пароперегреватели в этих условиях обеспечивают службу в течение 10 000 ч, тогда как паро-

перегреватели, изготовленные из стали типа 25-12 — не более 3000 ч.

Сплав двухфазен, состоит из смеси $\gamma + \alpha$ -твердого раствора с преобладанием содержания хрома в α -твердом растворе, имеет небольшую склонность к старению. Твердость у сплава с 0,011% С в состоянии после литья 36 HRC, а у сплава с 0,14% С 42 HRC.

Т А Б Л И Ц А 133. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 40-60
ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ
(кратковременные испытания)

Содержа- ние С, %	Температура испытания °С	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	HRC (среднее)
0,011	20	102,2	64,4	13,0	11,8	36
	20	98,1	66,5	6,0	6,6	
	930	21,7	14,5	11,0	12,0	
	930	22,9	14,6	9,0	11,0	
0,14	20	102,9	79,5	1,0	0	41,5
	20	—	84,0	1,0	0	

В табл. 133 приведены механические свойства сплава 40-60 с низким и высоким содержанием углерода при комнатной температуре и 930° С.

Сплав отливают в вакууме.

МЕТАЛЛООКСИДНЫЕ ДИСПЕРСИОННО УПРОЧНЯЕМЫЕ СПЛАВЫ

Упрочнение сплавов этой группы достигается за счет торможения перемещений дислокаций путем введения в металл или металлический сплав частиц инородных фаз, тугоплавких окислов тория, алюминия, циркония и титана, а также других соединений. Наибольшее применение получают сплавы на основе

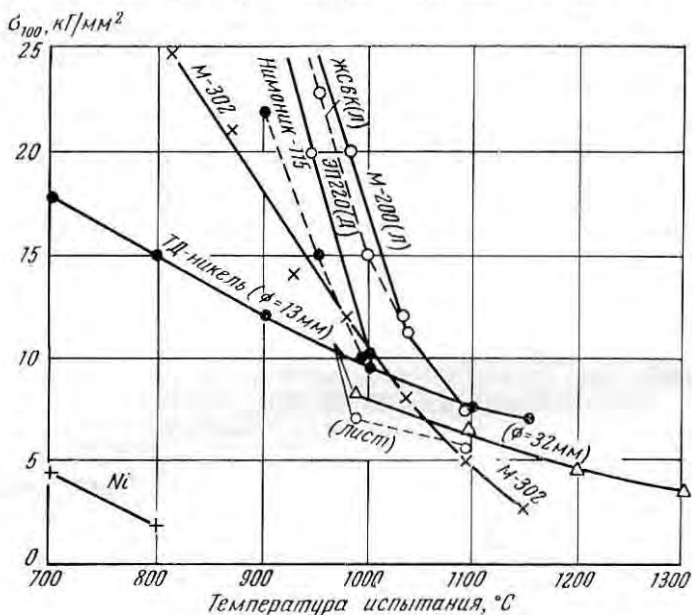


Рис. 324. Изменение 100-и длительной прочности сплава ТД-никель и других жаропрочных сплавов в зависимости от температуры испытания:

(Л) — литой сплав; (Д) — деформируемый

никеля с высокодисперсными окислами тория (ThO_2) [280, 281, 210].

В США подобные сплавы известны под названием ТД-никель. Состав этих сплавов: 2% ThO_2 и 98% металлического никеля. Такой сплав превосходит стареющие сплавы на никелевой и кобальтовой основах при температурах выше 1050—1100° С. На рис. 324 показана 100-и длительная прочность сплава ТД-никель по сравнению с этими сплавами.

Сплав ТД-никель получают путем диспергирования мельчайших частиц тугоплавких окислов и равномерного распределения

их в объеме никелевой основы. В отличие от дисперсионно твердеющих жаропрочных сплавов, упрочняющихся за счет интерметаллидных фаз типа $Ni_3(Ti, Al)$, Ni_3Al , карбидных фаз, а также фаз Лавеса, металлоокисные сплавы упрочняются за счет фаз из тугоплавких окислов, которые более инертны в отношении растворения их в твердом растворе и коагуляции. Это определяет сдвиг разупрочнения металлоокисных сплавов к более высоким температурам.

Важнейшие факторы, обуславливающие прочностные свойства металлоокисных сплавов — высокая дисперсность упрочняющей фазы и определенное количественное соотношение между фазой и металлической основой сплава.

Найдено, что высокодисперсный никелевый сплав с 1% Al_2O_3 имеет более высокие механические свойства, чем крупнозернистый сплав с 5% Al_2O_3 .

Наиболее высокие механические свойства получаются у тех сплавов, в которых формируется очень тонкая субструктура.

Если частицы окисла имеют шарообразную форму и размещаются в пустотах между металлическими частицами, то наибольший радиус частиц окисла определяется соотношением [282]:

$$\frac{r_{\text{окисла}}}{r_{\text{металла}}} = 0,226.$$

При применении крупнозернистых порошков способность сплавов к упрочнению уменьшается. Установлено, что наибольший упрочняющий эффект достигается тогда, когда частицы дисперсной фазы имеют размеры порядка 0,02—0,2 мкм, а частицы исходного порошка основного металла 0,1—1,0 мкм.

При выборе материала для металлоокисных сплавов следует учитывать, что частицы дисперсной фазы должны иметь высокую температуру плавления и размягчения, малую растворимость в матрице основного металла, малый коэффициент диффузии и малую поверхностную энергию на границе раздела фаз. Однако между металлом и фазой должно быть соответствующее когерентное взаимодействие.

По одним данным, эффективное упрочнение в системе $Al-Al_2O_3$ (САП) достигается при отсутствии сцепления, а по другим, — при некотором диффузионном обмене между частицами Al_2O_3 и Al .

Наиболее полно изучены системы $Ni-ThO_2$, $Ni-Al_2O_3$; промышленные сплавы относятся к системе $Ni-ThO_2$.

Металлоокисные сплавы типа $Ni-ThO_2$

Сплав типа ТД-никель изготавливают методами порошковой металлургии. Высокодисперсные порошки никеля получают осаждением из хлоридов путем перевода в окислы и гидроокислы,

сушки и восстановления в водороде при высоких температурах. Порошок никеля, содержащий окись тория, прессуют в резиновой оболочке при давлении 4200 кг/см^2 и затем спекают при 1200°C в атмосфере водорода. Спеченный порошок подвергают экструдированию в горячем состоянии с обжатием 40 : 1 и затем протягивают или прокатывают в холодном состоянии на требуемый размер.

В табл. 134 приведены механические свойства сплава ТД-никель при комнатной и высоких температурах, на рис. 324 — длительная прочность сплава за 100 ч, определенная на образцах, взятых из различных полуфабрикатов, а на рис. 325 — другие характеристики сплава.

ТАБЛИЦА 134. СВОЙСТВА СПЛАВА ТД-НИКЕЛЬ

Температура $^\circ\text{C}$	Изделие	σ_b кг/мм^2	$\sigma_{0,2}$ кг/мм^2	δ , %	ψ , %	σ_{100} кг/мм^2
20	Пруток Лист	63	56	25	80	—
		46	32	15	—	—
980	Пруток Лист	15	13	8	15	9,1
		13	12	5—9	—	6,0—10,2
1095	Пруток Лист	11	10	6	12	7,0
		10	8,4	5,9	—	4,5—6,6
1095 *	Пруток	18,3	18	5	10	9,8
1315	Пруток Лист	7	6,3	4	10	—
		6,3	4,9	4—7	—	—

* Пруток диаметром 13 мм, а во всех других случаях — 32 мм.

Сплав ТД-никель по своей длительной прочности и сопротивлению усталости имеет преимущества только при температурах выше $1050\text{—}1100^\circ \text{C}$, но при условии применения соответствующих способов защиты от окисления. Окалиностойкость ТД-никеля несколько больше, чем металлического никеля, скорость его окисления следует параболической зависимости. Для повышения окалиностойкости сплава рекомендуется хромоалитирование или легирование его хромом.

Вероятнее всего он будет весьма ценным материалом при изготовлении сопловых, сплошных и охлаждаемых лопаток, работающих при температурах до 1300°C , а также жаровых труб, камер сгорания и дожигания, сопел ракет.

В целях повышения жаропрочности и окалиностойкости проводятся работы по разработке сплавов типа $Me_{легир} - ThO_2$ с легированием никелевой основы хромом, молибденом и др. элементами.

Повышение прочностных характеристик при $650-870^\circ C$ наблюдается при введении $5-20\%$ (вес.) Mo ; повышение жаростойкости при $1095^\circ C$ — при введении 20% (вес.) Cr . Добавка 8% Mo повышает при $670^\circ C$ пределы прочности и текучести

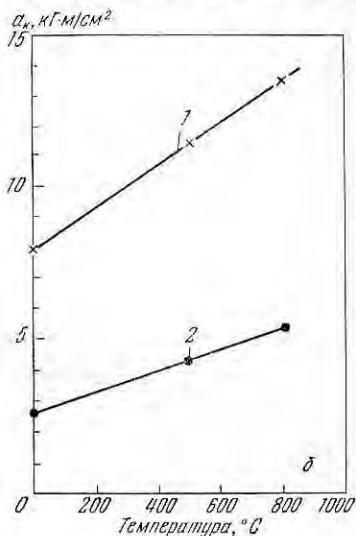
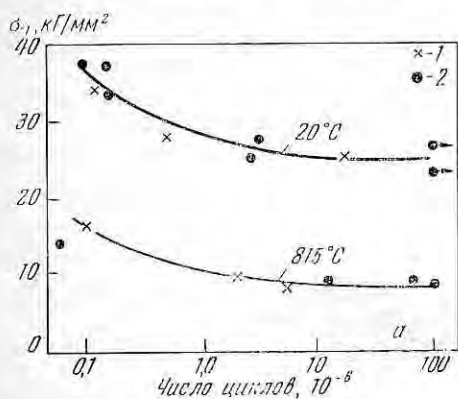


Рис. 325. Сопротивление усталости сплава ТД-никель при 20 и $815^\circ C$ (а) и изменение ударной вязкости в зависимости от температуры (б):

1 — $2,6\%$ ThO_2 ; 2 — 5% ThO_2

сплава на 28 кг/мм^2 , причем длительная прочность также увеличивается при температурах до $870^\circ C$. Предел прочности σ_b при комнатной температуре для сплавов, легированных хромом и молибденом, повысился с $56,2$ до $80,8 \text{ кг/мм}^2$, а при $648^\circ C$ — от $21,0$ до $45,7 \text{ кг/мм}^2$. Однако при введении молибдена снижается окалиностойкость. Сплав, содержащий 8% Mo , при $1040^\circ C$ и сплав ТД-никель при $1205^\circ C$ имеют одинаковую окалиностойкость.

Введение 20% Cr также повышает пределы прочности и текучести сплава ТД-никель до $870^\circ C$. Такой сплав характеризуется также отличной окалиностойкостью при циклическом воздействии температур от комнатной до $1205^\circ C$. Предполагается, что рациональное легирование ТД-никеля может дать следующее повышение длительной прочности: за 100 ч ; при $870^\circ C$ от $10,5$ до $17,5 \text{ кг/мм}^2$, при $1037^\circ C$ от $6,32$ до $10,5 \text{ кг/мм}^2$.

Металлоокисные дисперсионно упрочняемые сплавы типа ТД-никель могут найти применение при изготовлении элементов сотовых конструкций, жаровых труб камер сгорания, сопловых лопаток и других деталей реактивных двигателей, но только

в условиях службы выше 1000°C . Однако их необходимо защищать покрытиями путем диффузионного хромирования и последующего алитирования или плакировать их. Так как сплавы этого типа свариваются плохо, то соединение элементов рекомендуется производить пайкой. В США ТД-никель изготавливают в виде листов, труб и прутков ограниченного размера в состоянии после снятия напряжений (85—100 HRB).

Кобальт также успешно упрочняется диспергированной в нем окисью тория по технологии, используемой для ТД-никеля. Получаемый материал менее стоек против окисления, чем ТД-никель. Однако последние исследования показали, что добавка 20% Cr и 30% Ni, а также некоторого количества циркония заметно улучшает его стойкость против окисления без значительного снижения жаропрочности. Предварительные исследования показали, что жаропрочность ТД-кобальтовых сплавов может превысить жаропрочность ТД-никелевых сплавов.

Металлоокисные сплавы систем $Me\text{—Al}_2\text{O}_3$

К настоящему времени проведено большое количество исследований по разработке металлоокисных сплавов систем $\text{Al—Al}_2\text{O}_3$ (САП), $\text{Cu—Al}_2\text{O}_3$, $\text{Fe—Al}_2\text{O}_3$ и $\text{Ni—Al}_2\text{O}_3$.

Сплавы типа САП уже нашли широкое применение в технике и обнаружили более высокую жаропрочность, чем сам алюминий и ряд его сплавов. Сплавы системы $\text{Ni—Al}_2\text{O}_3$ менее жаропрочны, чем сплавы типа Ni—ThO_2 , но они не лишены практического значения. В работах [283—295] изучено влияние различных факторов на свойства сплавов системы $\text{Ni—Al}_2\text{O}_3$. Установлено, что выше $500\text{—}600^{\circ}\text{C}$ металлоокисные сплавы имеют более высокую жаропрочность, чем металлический никель. Их жаропрочность зависит от количества дисперсной фазы (Al_2O_3) в сплаве (рис. 326, 327, а), условий образования смесей, методов восстановления и спекания и в очень сильной степени —

от условий горячей обработки давлением. Применяя высокие обжатия при горячей обработке давлением, можно получить достаточно высокожаропрочностные сплавы этого типа.

Свойства некоторых сплавов приведены в табл. 135 и на рис. 328, 329.

ТАБЛИЦА 135
ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ
СПЛАВА $\text{Ni—Al}_2\text{O}_3$
(2% по объему) *

Температура $^{\circ}\text{C}$	σ кг/мм ²	τ , ч
980	6,33	>50 34
	9,14	
1040	6,33	>100 13,4 1,7
	7,73	
	9,14	
1090	6,33	32 2,25 0,25
	7,73	
	9,14	

* Проволока диаметром 0,3 мм.

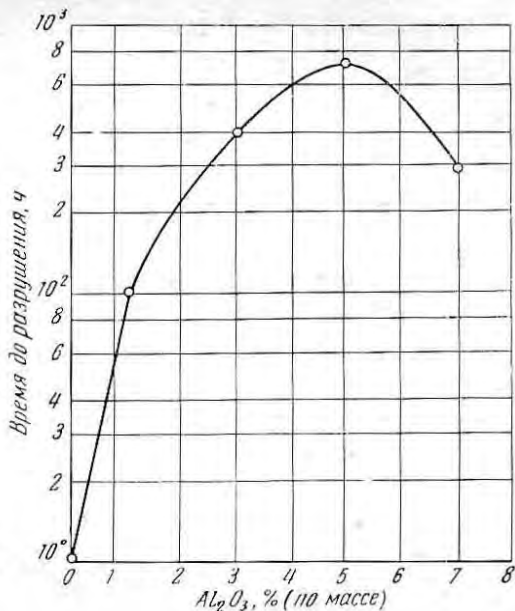


Рис. 326. Влияние содержания Al_2O_3 на длительную прочность сплава Ni- Al_2O_3 при $800^\circ C$ и $\sigma = 3,0 \text{ кг/мм}^2$

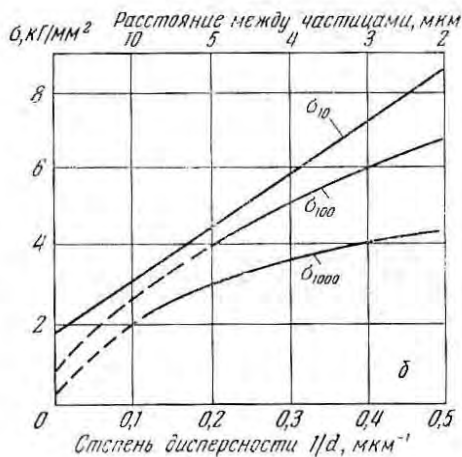


Рис. 327. Длительная прочность сплава Ni- Al_2O_3 при $815^\circ C$ в зависимости от содержания Al_2O_3 (а) и степени ее дисперсности (б)

При очень высоких температурах спекания ($\sim 1200^\circ\text{C}$) отмечается тенденция к укрупнению частиц Al_2O_3 по сравнению с их первоначальной величиной. При этом рост частиц Al_2O_3 тем больше, чем выше содержание окиси алюминия в никеле [286, 287].

В работе [289] изучалось влияние количества дисперсных включений Al_2O_3 на свойства сплавов системы $\text{Ni}-\text{Al}_2\text{O}_3$. Показано, что при введении 5,6% Al_2O_3 длительная прочность сплава за 100 ч при 815°C составляет $12,6 \text{ кг/мм}^2$, а при 1092°C — $3,9 \text{ кг/мм}^2$.

На рис. 327, б приведены данные о длительной прочности

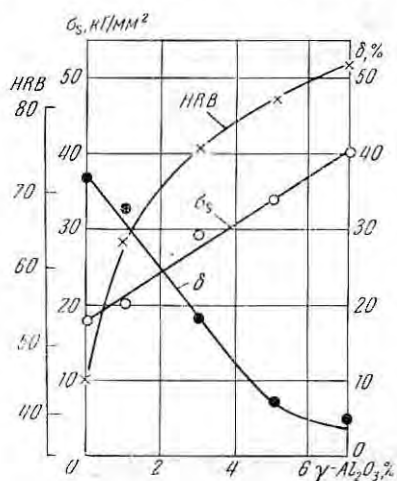


Рис. 328. Зависимость твердости, предела текучести и относительного удлинения сплавов после экструзии от содержания окиси алюминия

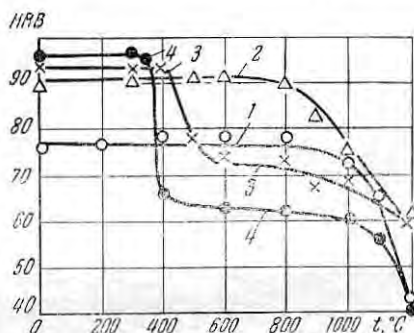


Рис. 329. Зависимость твердости холоднотекучих образцов от температуры отжига:

1 — экструзия; 2 — экструзия и холодная деформация с обжатием 20%; 3 — то же, 40%; 4 — то же, 80%

сплавов системы $\text{Ni}-\text{Al}_2\text{O}_3$ в зависимости от степени дисперсности сплава от расстояния между сферическими частицами окислов, а также об изменении длительной прочности при 815°C .

На разупрочнение сплавов системы $\text{Ni}-\text{Al}_2\text{O}_3$ оказывает влияние тип модификации окисла; при применении $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ получаются лучшие результаты, чем при использовании модификации δ .

Большие степени холодной пластической деформации, согласно данным (283—285), способствуют более резкому разупрочнению при последующем нагреве, чем это наблюдается на экструдированных образцах (рис. 329). В первом случае твердость резко уменьшается после нагрева выше 450°C , тогда как у экструдированных образцов она сохраняется неизменной до 1000°C .

КОБАЛЬТ И ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ЕГО ОСНОВЕ

В основном кобальт используют как металл для выплавки жаропрочных магнитных и других прецизионных сплавов. Химический состав различных марок кобальта, поставляемого в виде катодных пластин, приведен в табл. 136, согласно ГОСТ 123—57.

ТАБЛИЦА 136. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ КОБАЛЬТА, %

Марка	Co, % (не менее)	Примеси, % (не более)						
		C	S	Mn	Fe	Ni	Cu	As
K0	99,98	0,005	0,001	0,001	0,003	0,005	0,001	0,0005
K1	99,25	0,03	0,034	0,07	0,2	0,3	0,04	0,002
K2	98,0	0,1	0,01	0,15	0,5	0,5	0,1	0,005
K3	97,0	0,2	0,05	0,2	0,7	1,5	0,15	0,01

В кобальте марки K0, кроме указанных в таблице примесей, допускается максимальное содержание: магния, кремния, фосфата, алюминия и цинка по 0,001% каждого; кадмия, олова, сурьмы, свинца и висмута по 0,0003% каждого.

Авторами работы [3] определены свойства этого металлического кобальта (табл. 137 и 138).

ТАБЛИЦА 137. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОБАЛЬТА

(состав: 99,4% Co, 0,22% Ni, 0,15% Fe, 0,01% Cu, 0,03% C, 0,06% Mn, 0,029% S и 0,10% Si)

Состояние	$t_{\text{исп}}$ °C	σ_b кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ %	ψ %	НВ
Кованный, нормализация при 800° С	20	37	33	2,3	2,95	—
Отжиг 50 ч при 800° С, охлаждение	20	47	30	3,5	4,6	154
со скоростью 60 град/ч	20	28	21	3,9	8,1	148
Закалка с 1200° С в воде	400	21	—	4,2	11	—
	450	18	—	4,5	2,0	—
	500	19	—	7,2	2,4	—
	800	8,7	—	0,65	2,8	154
Литой *	20	24	—	—	—	124
Отожженный	20	26	—	—	—	—

* По данным Маянца [304].

Т А Б Л И Ц А 138. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ КОБАЛЬТА
ПРИ 800° С И $\sigma = 7 \text{ кг/мм}^2$

Термическая обработка	Время до разрушения, ч	δ , %	ψ , %
Закалка с 1200° С в воде	0,05	3,9	3,5
Отжиг 1 ч при 800° С	1,0	—	4,8

На рис. 330 показано изменение твердости кобальта от температуры испытания после двух вариантов термической обработки, а на рис. 331 приведены кривые ползучести.

В связи с относительно малой жаропрочностью металлический кобальт не применяют при изготовлении деталей, работающих при высоких температурах.

Металлический кобальт существует в двух аллотропных модификациях: α -кобальт с гексагональной кристаллической

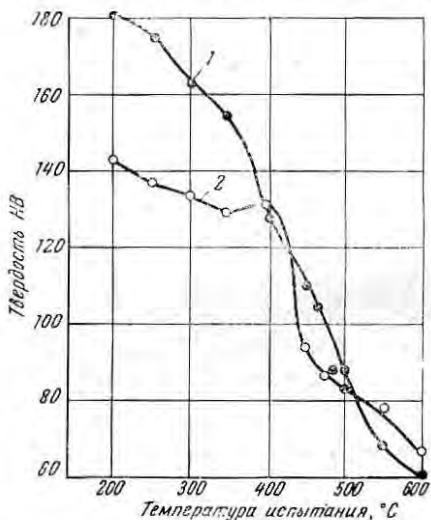


Рис. 330. Горячая твердость кобальта при различных температурах испытания после закалки (1 ч) в воде. Температура закалки 800° С (1) и 1200° С (2)

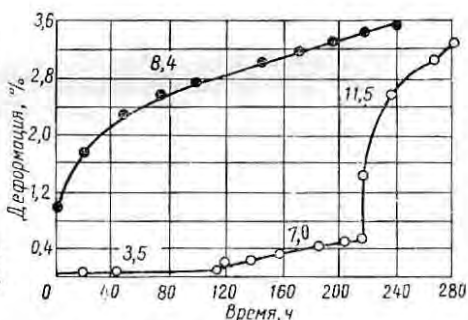


Рис. 331. Кривые ползучести металлического кобальта при 500° С. Цифры у кривых — напряжения, кг/мм^2

структурой при низких температурах и β -кобальт с г. ц. к. решеткой при высоких температурах. Превращение α -кобальта в β -кобальт при нагреве начинается при 477° С, протекает медленно и завершается при 600° С. Начало обратного превращения отвечает 403° С.

Кобальт оказывает положительное влияние на жаропрочные свойства сплавов на железной и никелевой основах, что описано в соответствующих разделах.

Введение хрома в кобальт повышает его жаропрочность и окислительную стойкость. Кроме хрома, сплавы на кобальтовой основе

содержат присадки других легирующих элементов, улучшающих различные их свойства при высоких температурах.

В 1932—1938 гг. были исследованы сплавы на железокобальтовой основе с присадками титана, хрома и других легирующих элементов и установлено, что некоторые из этих сплавов имеют перспективу использования в качестве жаропрочных при 650°C .

Боленрат, Корнелиус и Бунгардт [297], определяя пределы ползучести некоторых жаропрочных сталей и сплавов, установили, что кобальтохромоникелевые сплавы с присадками вольфрама и молибдена обладают высоким сопротивлением ползучести при $600\text{—}800^{\circ}\text{C}$.

В США в 1941—1945 гг. исследовали большое число сплавов на кобальтовой основе, данные о которых начали публиковать в 1946—1948 гг. [298—308]. В работе [306] подробно рассматриваются семь сплавов на кобальтовой основе, в том числе и сплавы типа HS (табл. 139, 140).

Наиболее широкое распространение при изготовлении литых лопаток газовых турбин турбокомпрессоров в США получил кобальтохромомолибденовый сплав HS-21, известный под названием виталлиум. Затем были разработаны его модификации HS-25, HS-31, X-10, X-63 и одновременно деформируемые жаропрочные сплавы S-816 и S-590, которые имели высокие жаропрочные свойства при температурах до 800°C . Эти сплавы были использованы в ряде реактивных двигателей в виде лопаток газовых турбин и на стационарной установке Элиот [298]. Сплав хайнес 25 — деформированный, остальные — литые и применяются в деталях, отливаемых по методу точного литья.

Рабочие лопатки турбокомпрессоров и сопловые лопатки реактивных двигателей в эксплуатации обеспечивали вполне надежную работу при температурах порядка $800\text{—}900^{\circ}\text{C}$. Влияние легирующих элементов и условий изготовления литых деталей из сплавов типа хайнес 21 и др. подробно описаны в работе [298—300, 302, 303].

Характерная особенность указанных сплавов заключается в том, что они при умеренных температурах имеют сравнительно невысокие характеристики жаропрочности, которые, однако, с повышением температуры до 900°C мало изменяются и вследствие этого становятся достаточно высокими по сравнению с характеристиками других жаропрочных сплавов. При 800°C эти сплавы обеспечивают 100-ч длительную прочность при напряжении 15—20, при 871°C — 11—16, а при 980°C — 6—8 кг/мм^2 (рис. 332 и 333, см. табл. 140).

Из приведенных в табл. 140 данных следует, что при 980°C сплавы на кобальтовой основе превосходят сложнелегированные сплавы на никелевой основе (инко 790 и 739), которые характеризуются более высокой жаропрочностью при пониженных температурах $750\text{—}850^{\circ}\text{C}$.

Т А Б Л И Ц А 139. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, И ПРИМЕНЕНИЕ ЗАРУБЕЖНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ
НА КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВЕ

Марка сплава	C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Fe	Другие элементы	Применение и характеристика сплава
S-816	0,38	1,20	0,40	20	20	Os- нова	4,0	4,0	4,0	4	—	Лопатки газовых турбин американских авиадвигателей I-16, I-40, I-47, IV ступени T-56; пружины, болты
V-36	0,27	1,0	0,40	25	20	То же	4,0	2,0	2,0	3	—	Для изделий из листов, работающих при температурах 700—980°С и подвергающихся действию повышенных напряжений; прутки, поковки, проволока
WF-11 L-605, HS-25	0,15	1,5	0,50	20	10	»	—	15	—	—	—	Кольца, пружины, детали форсажных камер (створки), сопловые аппараты и детали из листа
WF-31 I-1570	0,15 0,20	1,42 —	0,42 —	20 20	10 28	» 38	2,6 —	10,7 7	— —	— 2	1,0 Ti 4,3 Ti	То же Лопатки газотурбинных двигателей, детали из листа. Сваривается удовлетворительно
M-203	0,07	—	—	19,5	24,5	36,5	—	12	1,5	1,6	2,15 Ti; 0,75 Al	Высокопрочные опытные сплавы
M-204	0,07	—	—	18,5	24,5	40,5	—	12	1,2	1,6	0,22 B	Опытный сплав
M-205	0,07	—	—	18,5	24,5	37,5	—	12	1,2	1,6	2,75 Al	»
Иллиум Д	0,20	0,90	0,40	27	65	65	4,5	1,0	—	1,0	0,22 B	Сопловые лопатки
Иллиум X	0,85	0,25	0,40	28,5	1,0	52	—	15	—	2,0	—	Детали газотурбинных двигателей, работающие на износ при высоких температурах

Деформируемые сплавы

Марка сплава	C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Fe	Другие элементы	Применение и характеристика сплава
I-336	0,19	—	—	19,2	15,5	50	—	12	0,9	1,3	—	Опытный сплав
25-Ni	0,17	—	—	19	24,5	42,5	—	10	1,5	1,0	—	»
25-Ni+V	0,2	—	—	19	25	41	—	11	1,25	2,0	3,0 V	»
S-816	0,38	1,20	0,40	20	20	Ос- нова	4,0	4,0	4,0	3	—	Турбинные и сопловые лопатки
S-816+B	0,40	1,00	0,40	20	20	То же	4,0	4,0	4,0	3	1,0 B	Рабочие и сопловые лопатки газовых турбин
X-40, HS-31	0,50	0,50	0,50	25	10	»	—	8	—	1,5	—	Топливные насосы турбинных двигателей, лопатки и диафрагмы сопел. Имеет высокое сопротивление усталости и ползучести
M-509	0,6	≤0,1	≤0,1	21,5	10	»	—	7	—	—	3,5 Ta; 0,5 Zr; 0,2 Ti; ≤0,10 B	Сопловые венцы, лопатки
X-50	0,76	0,60	0,50	22,5	20	40	—	12	—	2,5	—	Рабочие и сопловые лопатки газотурбинных двигателей
X-63	0,40	—	—	23	10	58	6	—	—	1,0	—	То же
ML-1700	0,20	—	—	25	—	Ос- нова	—	15	—	—	0,4 B	»
HS-30, 422-19	0,40	0,60	0,60	24	16	51	6	—	—	1,0	—	Литые лопатки газовых турбин
HS-36, L-251	0,40	1,2	0,50	19	10	54	—	14,5	—	1,0	0,03 B	Литые рабочие и сопловые лопатки газовых турбин. Имеет высокую пластичность

Марка сплава	C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Fe	Другие элементы	Применение и характеристика сплава
HE-1049	0,40	0,8	0,8	26	10	Ос-нова	≤1,0	15	—	≤3,0	0,4 В	Топливные насосы турбинных двигателей, лопатки и диафрагмы сопел
HS-21	0,25	0,60	0,60	27	3	62	5	—	—	1	—	Лопатки турбокомпрессоров, сопловые лопатки для работы при 1100—1150°С
HS-23,61	0,40	0,30	0,60	24	2	66	—	6	—	1	—	Лопатки газовых турбин и турбокомпрессоров, изготовляемых методами точного литья
HS-27 (6059)	0,40	0,30	0,60	25	32	34	—	6	—	—	—	Литые направляющие и рабочие лопатки газовых турбин
CF-43	0,50	—	—	25	10	55	—	7,5	—	1,5	—	Опытный сплав
Джеталлой 209	0,02	—	—	20,0	10,0	50	—	15,0	—	1,0	2,0 Ti	»
S-844	0,26	0,50	0,47	25,3	20	Ос-нова	2,0	2,0	2,0	3	—	»
AF-94	0,12	1,2	0,30	15	10	Ос-нова	5,0	10,0	1,0	2,0	—	Обладает высокими жаропрочными свойствами при 850—980°С
F-484	0,40	1,0	0,40	25	5	То же	4,0	4,0	4,0	2	1,0 В	Литые лопатки газовых турбин повышенной жаростойкости и прочности
SM-302 (M-302)	0,85	0,3	0,05	21,5	—	»	—	10	—	1,0	9 Ta; 0,2 Zr; 0,005 В	Лопатки рабочие и сопловые
WI-52	0,45	0,5	0,5	21	1,0	»	—	—	11	1,0	1,75 (Ta+Nb)	Сопловые лопатки

ТАБЛИЦА 140. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ
 ЗАРУБЕЖНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ
 НА КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВЕ, кг/мм^2 ,
 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Марка сплава	650° С		730° С		815° С		870° С		980° С	
	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{100}	σ_{1000}
<i>Деформируемые сплавы</i>										
S-816	42	32	27	20	20	13	10,8	7	—	—
V-36	—	—	24	18	16	13	9	6	6,0	3,5
WF-11, L-605	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
HS-25 WF-31	49	38	30	24	17	12	11	7,3	4,9	2,7
I-1570	66	54	46	37	23	17	16	11	—	—
M-203	58	48	38	20	21	13	—	—	—	—
M-204	58	47	37	27	20	12	—	—	—	—
M-205	55	45	35	26	19	12	—	—	—	—
L-336	56	44	34	24	18	12	—	—	—	—
25-Ni	36	30	24	18	13	7,9	—	—	—	—
<i>Литые сплавы</i>										
S-816	39	31	26	20	19	15	13	9,1	7,7	4,5
S-816B	60	54	—	—	31	23	21	15	10	5,5
X-40 (HS-31)	39	31	30	23	20	16	14	9,8	7,0	5,4
X-50	—	—	—	—	21	15	—	—	7	5,4
X-63	38	32	27	21	17	12	—	—	5,6	—
HS-30 (422-19)	—	—	33	25	20	15	11	10	7	5
HS-36 (L-251)	—	—	33	29	20	18	16	13	7,3	5
HS-21	35	31	22	15	15	10	12	9,6	6,6	4,9
HS-23	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
HS-61	40	33	25	19	19	15	11	8,4	6,0	3,8
HS-27, 6059	38	32	25	21	16	13	11	8,4	6,5	4,7
<i>Опытные сплавы</i>										
S-844	45	35	26	19	15	11	10	7	—	—
AF-94	—	—	—	—	21	16	15	10	6,1	—
F-484	68	61	—	—	34	26	24	17	11	6,3
HE-1049	—	—	—	—	31	25	22	15	—	—

В Англии кобальт добавляли в хромоникелевые стали типа 13-13 и в никелевые сплавы с присадками вольфрама, молибдена и ниобия, которые применяются в турбинных дисках реактивных двигателей [279].

Автор с сотр. в 1946—1950 гг. исследовал большое количество деформируемых и литых кобальтохромоникелевых сплавов, среди которых наиболее высокую жаропрочность показал сплав типа 45-20-20 с 5% W, 5% Mo и с бором при содержании около 0,5% С (сплав ВК36А или ЭИ416). Этот сплав нашел ограниченное

применение при изготовлении литых лопаток турбостартеров и впоследствии был заменен более дешевыми сплавами на никелевой основе типа ЭИ617 [3].

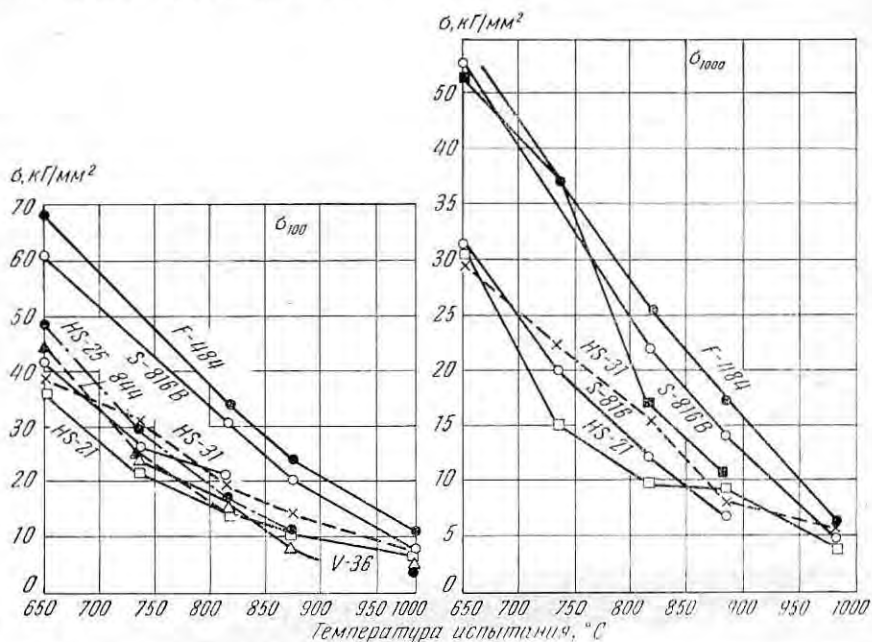


Рис. 332. Изменение длительной прочности литых зарубежных сплавов в зависимости от температуры испытания

Существенный недостаток этих сплавов — их высокая стоимость вследствие высокого содержания в них дорогостоящего кобальта.

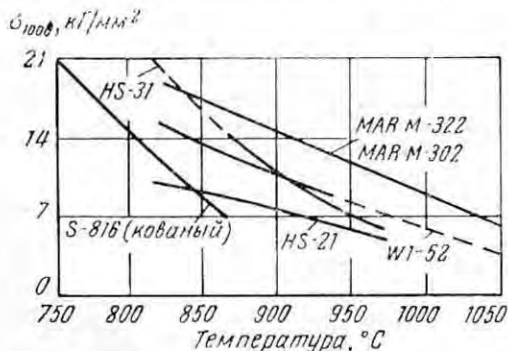


Рис. 333. Изменение 1000-ч длительной прочности кобальтовых сплавов в зависимости от температуры испытания

Жаропрочные кобальтовые сплавы целесообразно подразделить на следующие группы:

- 1) деформируемые кобальтохромоникелевые сплавы или кобальтохромоникельжелезные сплавы;
- 2) литые кобальтохромоникелевые жаропрочные сплавы с присадками различных элементов;
- 3) литые кобальтохромоникелевые сплавы типа стел-

лита; находят применение для наплавки фасок клапанов впуска и выпуска и клапанных седел, поршневых авиационных моторов [2].

ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ, ХРОМА И ДРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ

Влияние никеля. Изучение влияния никеля на структуру и свойства кобальтовых сплавов [3] позволило установить, что вследствие близости физико-химических свойств кобальта и никеля они образуют в большом интервале составов непрерывный ряд γ -твердых растворов, однако в результате влияния низкотемпературной модификации кобальта на кривых *состав—свойство* наблюдается скачкообразное изменение электросопротивления и резкое повышение твердости. По жаропрочности сплавы кобальт—никель близки к чистым металлам — никелю и кобальту. У сплавов, богатых кобальтом (рис. 334), жаропрочные свойства несколько более высокие.

Жаропрочность сплавов с преобладанием никеля несколько ниже жаропрочности чистого никеля. Следовательно, никель слабо упрочняется кобальтом при низких и при высоких температурах.

При изучении влияния дополнительного легирования вольфрамом, молибденом, ниобием и ванадием в системе кобальт—никель без хрома не удалось получить сплава высокой жаропрочности [3].

Влияние хрома. Кобальт с хромом образует ряд сплавов с различной структурой, в том числе и сплавы с интерметаллидными соединениями.

Однофазный твердый раствор в системе кобальт—хром получается только при высоких содержаниях хрома — выше 75%. При меньших содержаниях хрома наблюдаются двухфазные твердые растворы с наличием в промежуточной области ряда интерметаллидных соединений, растворимость которых изменяется с температурой.

Диаграмма состояния, структура сплавов системы кобальт—хром приведены на рис. 335, 336.

Влияние хрома на изменение механических свойств кобальтовых сплавов автор с сотр. [3] изучал на нескольких сериях сплавов системы кобальт—хром и системы кобальт—никель—хром при отношении $Co : Ni = 1$ (рис. 337). Установлено, что хром сильно повышает механические свойства при комнатной и высоких температурах. Наиболее высокая длительная прочность наблюдается при содержании более 24% Cr. При дальней-

шем повышении содержания хрома образуется двухфазная структура и падает жаропрочность.

Хром также повышает твердость, прочность и жаропрочности сплавов системы кобальт—никель, причем максимум жаропрочности обнаруживается при 27% Cr.

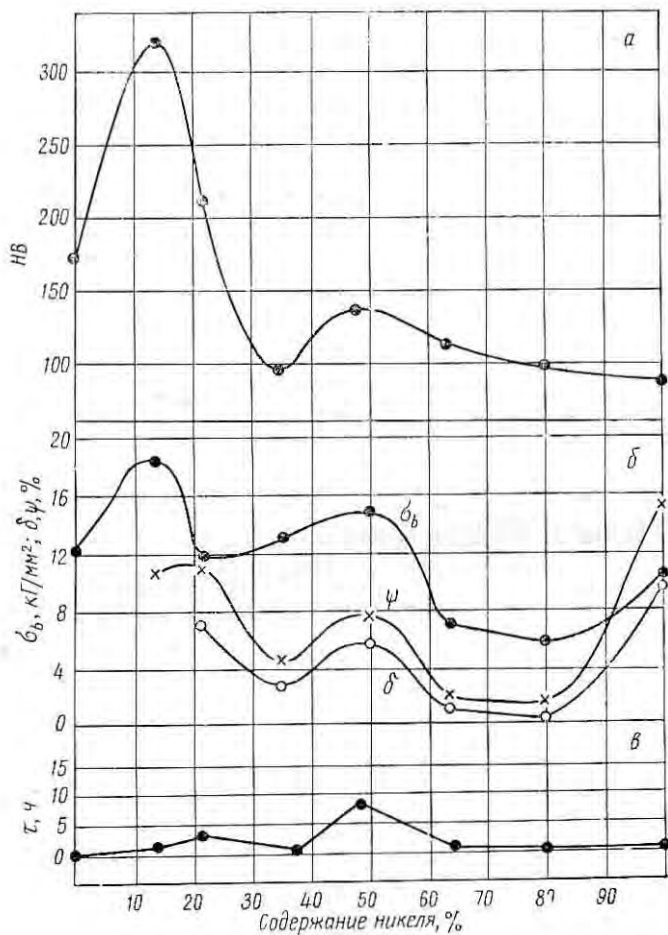


Рис. 334. Влияние никеля на изменение твердости кобальт-никелевых сплавов при комнатной температуре (а), а также изменение кратковременной прочности при 800° С (б) и длительной прочности (в) при 800° С и $\sigma = 7 \text{ кг/мм}^2$. Термическая обработка сплава: закалка с 800° С (выдержка 1 ч) в воде

Электросопротивление и твердость сплавов системы кобальт — хром с увеличением содержания хрома сильно возрастает, в то время как температурный коэффициент резко снижается.

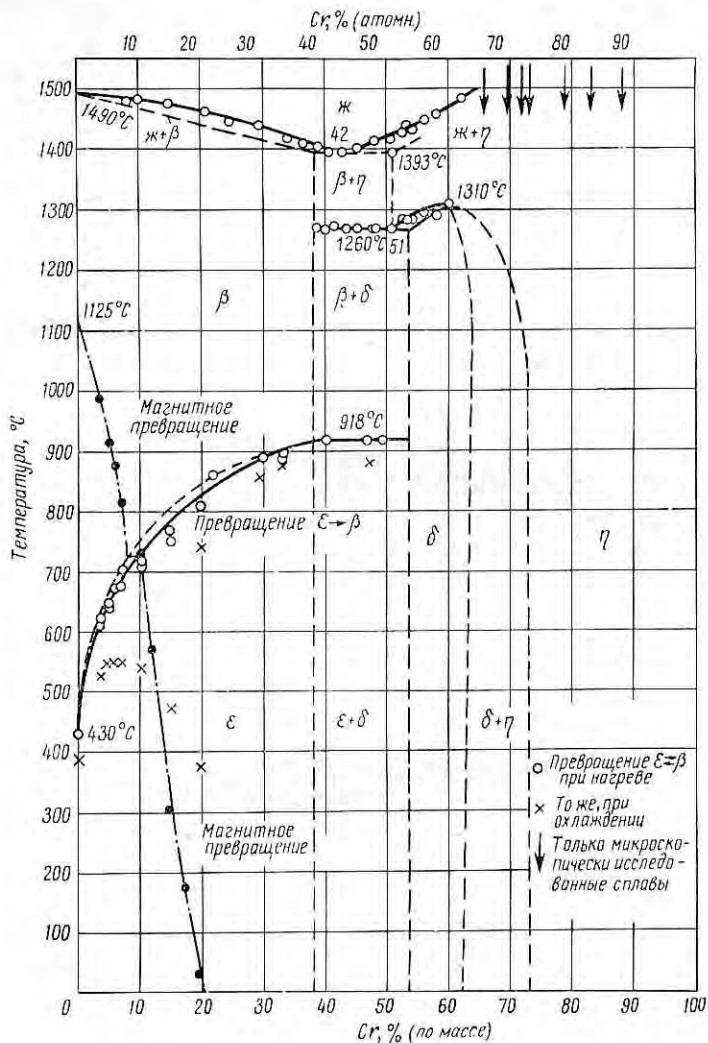


Рис. 335. Диаграмма состояния системы кобальт — хром

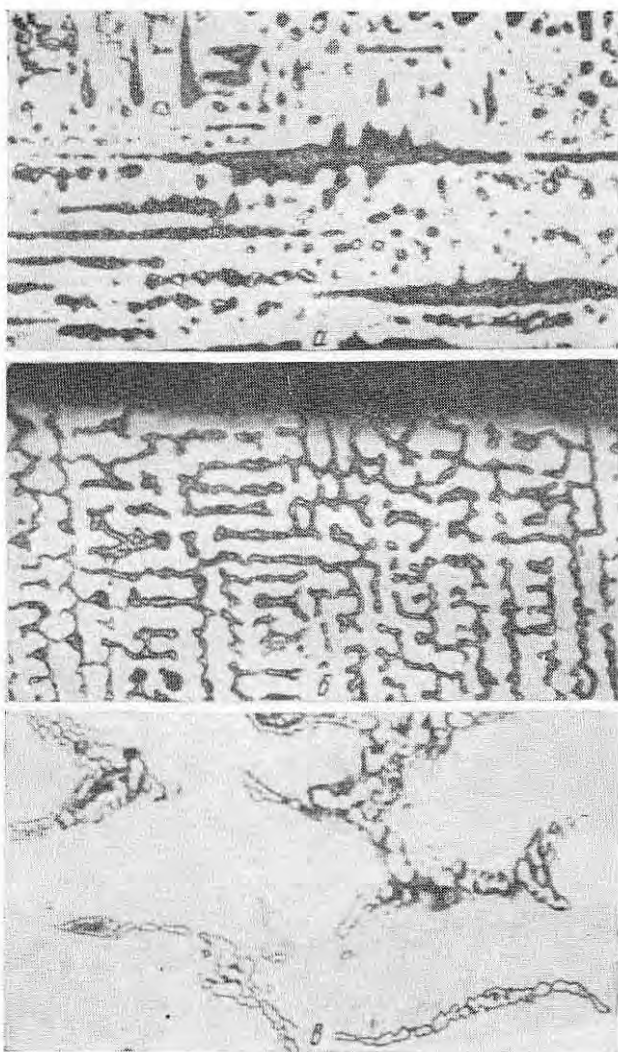


Рис. 336. Микроструктура кобальтхромоникельмолибдено-
вых сплавов:

a — типа 63-27-6×100; *б* — то же, хромоникелькобальтового
сплава типа 25-46-12-3-Мо-7W-0,4С. ×100; *в* — то же, ×500

Рис. 337. Изменение свойств кобальтохромистых (1) и кобальтохромоникелевых (2) сплавов в зависимости от содержания хрома:

а — твердость при 20°С; б — предел прочности при 800°С; в — длительная прочность при 800°С и $\sigma = 7 \text{ кг/мм}^2$

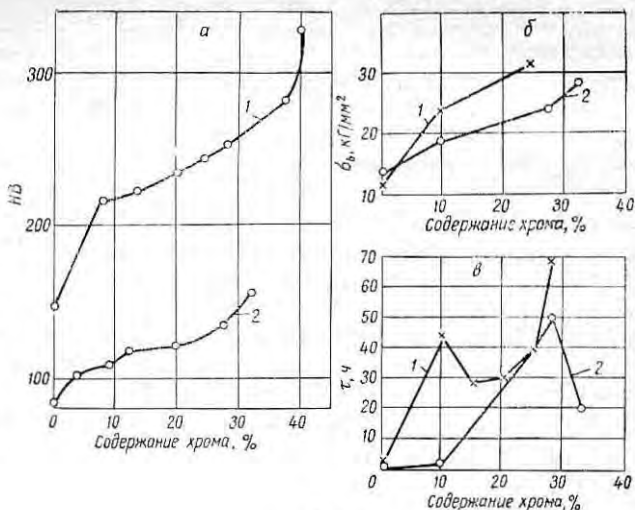
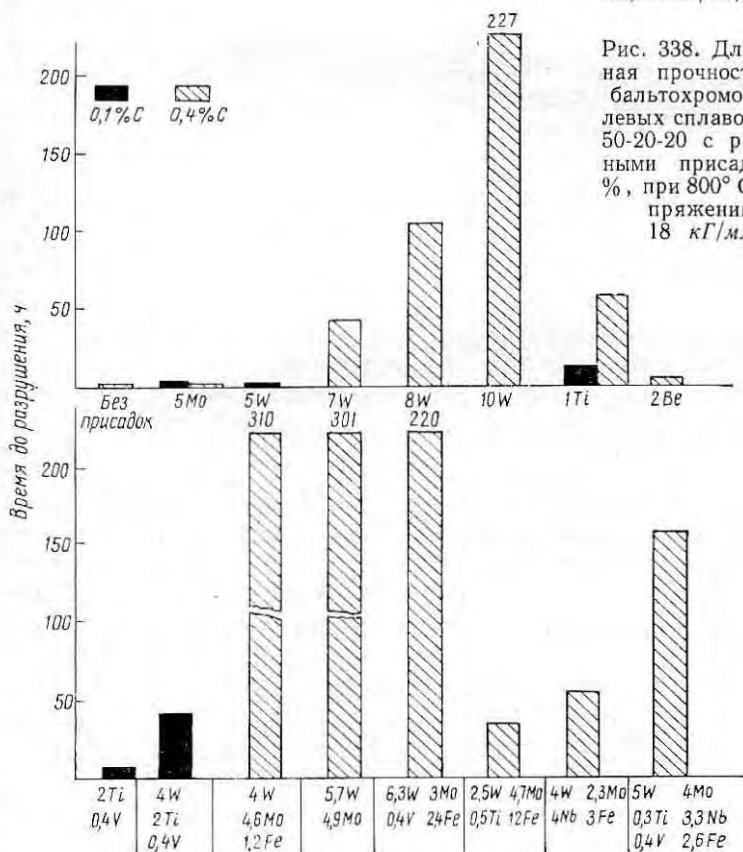


Рис. 338. Длительная прочность кобальтохромоникелевых сплавов типа 50-20-20 с различными присадками, %, при 800°С и напряжении 18 кг/мм²



Э. З. Каминский, В. М. Розенберг и Н. Т. Травина [149, с. 181] изучали кинетику рекристаллизации кобальтохромоникелевых сплавов с различным легированием и установили, что наиболее низкую температуру рекристаллизации (485—520° С) имеют сплавы: 70% Со и 30% Ni, 70% Ni и 30% Со с нелегированным γ -твердым раствором.

Введение от 10 до 37% Cr повышает температуру рекристаллизации никелькобальтового сплава до 610—620° С. Наиболее высокие температуры рекристаллизации (730—810° С) имеют сложеннолегированные сплавы с присадками 9% Мо, 10% W или W + Мо 2,2—3,7% Ti.

Жаропрочность сплавов увеличивается с усложнением их химического состава (рис. 338). Наиболее сильное влияние оказывают хром, затем титан и молибден.

Из сплавов типа 50 Со-20 Ni-20 Cr с 0,5%С наиболее высокой жаропрочностью обладал сплав с добавкой 5%W и 5% Мо (ЭИ416).

СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ

Сплав ВК36А (ЭИ416)

По своей жаропрочности в 1947—1948 гг. сплав ЭИ416 значительно превосходил хромоникелевые стали марок ЭИ388, ЭИ395, ЭИ429 и был рекомендован для изготовления лопаток газотурбинных двигателей, работающих при температурах около 800° С [3].

После горячей деформации структура сплава состоит из твердого раствора (аустенита) и карбидов. При нагреве до 1225° С карбиды почти полностью переходят в твердый раствор при одновременном укрупнении зерна, а после закалки и последующего нагрева (старения) в интервале 600—1000° С снова выделяются в большом количестве и с различной степенью дисперсности, в результате чего твердость сплава значительно повышается.

Оптимальный режим термической обработки сплава — закалка с 1225° С (1 ч) в воде и последующее 20-ч старение при 800° С с охлаждением на воздухе. После указанной термической обработки $\sigma_b = 120 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_s = 80 \text{ кг/мм}^2$, $\delta > 13\%$, $\psi > 10\%$ и $\alpha_k = 0,5 \text{ кг/см}^2$. Данные о длительной прочности приведены ниже.

$t_{\text{исп}}$ °С	σ кг/мм ²	τ , ч	$t_{\text{исп}}$ °С	σ кг/мм ²	τ , ч	$t_{\text{исп}}$ °С	σ кг/мм ²	τ , ч
700	35	100	800	20	200	900	14	30
700	30	300	800	18	Более 300	900	10	200
700	27	1000	800	15	1000			

Сплав S-816

Этот сплав относится к дисперсионно твердеющим деформируемым сплавам. В США он применяется в виде прутков, проволоки, листов, поковок и прецизионных отливок при изготовлении лопаток газовых турбин ряда авиационных двигателей (см. табл. 139 и 140).

В закаленном на твердый раствор состоянии сплав имеет типичную полиэдрическую структуру твердого раствора с небольшим количеством первичных карбидов. В этом состоянии сплав обладает умеренной прочностью и твердостью и повышенной вязкостью.

Величина зерна очень сильно увеличивается при нагреве выше 1200°C .

Нагрев закаленного сплава при умеренных (рабочих) температурах вызывает благодаря старению очень сильное изменение в свойствах.

Высокие жаропрочные свойства сплава S-816 достигаются в результате закалки и старения, причем чем выше температура закалки, тем выше склонность к старению и жаропрочные свойства. Наиболее высокую жаропрочность обеспечивает закалка с температур, близких к температуре плавления ($1260\text{—}1280^{\circ}\text{C}$), но после нее сплав имеет очень низкую пластичность. Судя по данным, предпочитают закалку с 1180°C в воде с последующим 10—16-ч старением при $760\text{—}815^{\circ}\text{C}$.

Литые лопатки из сплава S-816 термической обработке не подвергают, хотя старение при $760\text{—}815^{\circ}\text{C}$ улучшает свойства этого сплава.

Сплав S-816 сваривается электродуговой, атомно-водородной и контактной электросварками, но сварку лучше вести в подогретом состоянии, а после сварки детали для снятия напряжений рекомендуется подвергать нагреву.

Сплав хорошо противостоит окислению до 815°C при длительной службе и до 1000°C при кратковременной.

Сплав L-605

Сплав L-605 относится к дисперсионно твердеющим повышенной жаропрочности и высокой окалиностойкости (табл. 141). Используют его для жаровых труб, частей форсажных камер и других деталей, изготовляемых из листа и ленты и соединяемых при помощи сварки. Сплав применяют в термически обработанном состоянии после закалки с $1200\text{—}1280^{\circ}\text{C}$ с быстрым охлаждением. Иногда его подвергают старению при $870\text{—}1040^{\circ}\text{C}$, но окончательно целесообразность старения не установлена.

Во время работы при $650\text{—}1050^{\circ}\text{C}$ наблюдается небольшое упрочнение, связанное с выделением карбидов типа Me_6C и интерметаллида типа Me_2W при некотором снижении пластичности.

Т А Б Л И Ц А 141. СВОЙСТВА СПЛАВА L-605

$t_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	σ_b кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	$\delta, \%$	σ_{-1} кг/мм ²	σ_{100} кг/мм ²	HRB
20	125	59	47	—	—	21 *
538	—	38	40	—	—	77
649	65	39	29	44	33	76
760	51	34	12	42	—	—
815	39	34	16	—	14,7	—
871	28	26	25	33	11	—
927	20	19	37	14	4,5	—

* HRC.

Сплав хорошо сваривается электродуговой сваркой, а также сваркой сопротивлением; после сварки рекомендуется нагрев для снятия напряжений. Хорошо подвергается пайке при помощи брезинг-процесса. Сплав обладает высоким сопротивлением окислению до 870° С при большом числе теплосмен и до 1095° С при непрерывной работе.

Сплав L-605 обладает меньшей склонностью к науглероживанию, чем хромоникелевые аустенитные стали. При 1040° С его науглероживание вдвое меньше, чем стали AISI-304.

В табл. 142 приведены механические свойства сварных соединений, полученных различными методами.

Т А Б Л И Ц А 142. СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА L-605

Метод сварки	$t_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$ кг/мм ²	$\delta, \%$ ($l = 50 \text{ мм}$)
Газовая дуговая сварка с вольфрамовым электродом	20	92—96	50—52	40—42
	816	48—50	23—25	19—24
Ручная электродуго- вая сварка	20	91—93	49—51	30—35
	816	45—51	24—25	15—21
Без сварки (исходный материал—лист 1,3 мм)	20	98	45	62
	816	35	—	15

ЛИТЕЙНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВЕ

К этой группе относятся кобальтовые сплавы типа виталлиум (HS-21, HS-23) и кобальтохромоникелевые с различными присадками, например 60-59 (HS-27), X-40, X-41, X-50 и канадский сплав X-63 (см. табл. 140) [298—305].

Кобальтовые сплавы содержат очень небольшое количество железа (1—2%) и имеют чаще всего структуру твердого раствора с г. ц. к. решеткой, с сеткой первичных избыточных карбидов.

При комнатной температуре сплавы отличаются достаточно высокой прочностью и средней пластичностью. При температурах, выше 650° С, они имеют высокую жаропрочность (табл. 143). Присутствие в этих сплавах углерода, хрома, молибдена, вольфрама, а иногда и ниобия, переменная растворимость фаз с изменением температуры способствуют изменению свойств сплавов при старении в интервале 600—900° С. Несомненно, что с этой склонностью к старению связано упрочнение их при высоких температурах.

ТАБЛИЦА 143. СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВЕ

Сплав	σ_B , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	Ψ , %	η_E , кг/мм ²	σ_{-1} при 10^8 циклов, кг/мм ²	Плотность, г/см ³	При 815° С			При 980° С		
								σ_B , кг/мм ²	δ , %	Ψ , %	σ_B , кг/мм ²	δ , %	Ψ , %
HS-21 (виталлиум)	41,3 ₁	34,3	6,8	12	117600	$\frac{30,8}{23,1}$	8,2986	23,31	35,0	52,4			
NS-23 (61)	40,95	28,74	7,8	12,7	16450	$\frac{30,8}{26,0}^{**}$	8,5385	23,17	32,0	40,6			
HS-27 (6059)	35,84	26,74	10,1	14,4	13090	$\frac{28,7}{21}^{**}$	8,2077	23,38	24,0	50,3			
HS-30 (422-19)	44,8	33,32	3,0	3,4	17920	—	8,3137	25,41	24,0	33,7			
X-40	41,72	31,15	10,3	14,1	13510	—	8,6078	—	—	—			
X-63	49	—	12	15	—	—	—	—	—	—			

* В числителе указан предел выносливости при 650° С, в знаменателе — при 815° С.

** Число циклов 2,5·10⁸.

Кривые изменения жаропрочных характеристик в зависимости от температуры испытания (см. рис. 333) показывают, что литые кобальтовые и кобальтохромоникелевые сплавы с различными присадками обладают высокой жаропрочностью, а из них наибольшую жаропрочность при 815—982° С имеют сплавы Х-40, Х-50, опытный сплав F-484 и вариант сплава S-816 (S-816С).

Кобальтохромистый сплав 65-27-6Мо (HS-21) в литом виде имеет структуру, состоящую из двух твердых растворов с решетками г. ц. к. и гексагональной. После закалки гексагональный твердый раствор полностью превращается в кубический. Большое количество фазы с гексагональной структурой появляется после старения сплава HS-21.

Сплав HS-23 как в литом, так и закаленном на твердый раствор состоянии имеет лишь небольшое количество фазы с гексагональной структурой. Старение вызывает превращение гексагональной модификации в кубическую.

Сплав HS-27 во всех состояниях имеет типичную полиэдрическую структуру γ -твердого раствора с г. ц. к. решеткой.

В сплаве HS-21 образуются карбиды трех типов, эвтектика и эвтектоид, аналогичный перлиту. Травление в 6%-ном растворе царской водки позволило выявить структуры, приведенные на рис. 336. Основная масса — богатый кобальтом твердый раствор с островками карбидов и темный эвтектоид по границам зерен. Большее количество эвтектоида может быть получено медленным охлаждением сплава с 1200° С.

Разница в структуре карбидов легко обнаруживается в результате очень легкого электролитического травления в 2%-ной хромовой кислоте и последующего травления в течение 7 сек в щелочном растворе состава: 20%-ный раствор перманганата калия и 8%-ный раствор едкого натра в соотношении 1 : 1. Таким методом были выявлены три типа карбидов: $(Cr, Co, Mo)_{23}C_8$ — с кубической решеткой, окрашивающийся в коричневый цвет; $(Cr, Co, Mo)_7C_3$ карбид, богатый хромом, с гексагональной решеткой и окрашиваемый в бледно-желтый цвет; третий карбид типа Me_6C , где Me — может быть Co, Cr или Mo, который непостоянен в цвете и может изменяться от красного до зеленого и иногда выглядит желтым или голубым.

Предполагается, что эвтектоид образуется в участках гексагональной фазы. В отливках, изготовленных методом точного литья из сплавов HS-23, 27 или HS-32 и Х-40 эвтектоид не образуется, а в сплаве Х-30 (422-19) он присутствует в очень небольшом количестве.

Увеличение содержания углерода и никеля в сплаве HS-27 предотвращает образование эвтектоида и фазы с гексагональной решеткой и придает сплаву лучшую длительную прочность.

У сплавов, содержащих вольфрам, происходят некоторые изменения механических свойств при высоких температурах, но эти изменения меньше, чем у сплава SH-21. Сплавы HS-27,

HS-30 с никелем имеют довольно ровные значения жаропрочности. Сплав HS-30 по сравнению с другими сплавами обладает наиболее устойчивым модулем упругости при высоких температурах, остающимся почти без изменений до 815° С.

Кобальтовые сплавы очень склонны к наклепу при механической обработке, шлифовке, полировке или пескоструйной очистке отливок на глубину до 0,075 мм. Для снятия наклепа применяют нагрев при температурах выше 1150° С. Нагрев на более низкие температуры незначительно влияет на свойства сплава, а выше 1170° С заметно растворяются карбиды.

Сплавы HS-21, 23, 27, 30 и др. изготавливают также в форме листов и их рекомендуется применять для длительного срока службы (выхлопные патрубки, створки форсажных камер).

При 650° С деформируемые сплавы имеют высокое сопротивление усталости по сравнению с литейными, при 760° С — почти одинаковое. При температурах выше 760° С преимущество должно быть за литейными сплавами.

Свойства и модуль упругости сплавов в сильной степени зависят от величины зерна отливок.

Сплав HS-21 (ЛК4)

Этот сплав до 1945 г. использовали в зубопротезной практике, в США он известен под названием виталлиум и отличается от сплава HS-31 более низким содержанием углерода (0,25 вместо 0,50%) и отсутствием никеля (см. табл. 134). Вследствие этого зубопротезный сплав виталлиум более высокую твердость (48—55 HRC), хорошую упругость, но малую пластичность.

Чтобы устранить ненормально высокую хрупкость, в сплав было введено около 3% Ni и твердость после 48-ч старения при 800° С не превышала 48 HRC. Сплав HS-21 нашел широкое применение при изготовлении рабочих лопаток турбокомпрессоров и сопловых лопаток газовых турбин [300, 307]; детали из него получили методом точного литья.

Сплав виталлиум, известный в нашей стране под маркой ЛК4 и внедренный автором, имеет следующие свойства при 20° С: $\sigma_b = 70 \text{ кг/мм}^2$; $\delta = 8\%$; $\psi = 10\%$; $HV = 280$ и длительная прочность при 800° С $\sigma_{50} = 15 \text{ кг/мм}^2$.

Сплав применяют непосредственно после литья. Нагрев при 550° С с охлаждением на воздухе необходим для снятия напряжений после приварки лопаток к диску ротора.

Механические свойства при высоких температурах после литья приведены в табл. 144.

Сплав типа виталлиум обладает достаточно высокой длительной прочностью (табл. 145) и очень высокой термостойкостью, что особо важно при использовании его для сопловых лопаток.

ТАБЛИЦА 144. МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА СПЛАВА ТИПА
ВИТАЛЛИУМ (НС-21)
В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

$t_{исп}$ °С	σ_b кг/мм ²	δ , %	ψ , %
600	52	12,5	15,0
700	47	10,0	14,0
800	40	6,5	9,0
900	27	9,5	15,4

ТАБЛИЦА 145. 100-ч ДЛИТЕЛЬНАЯ
ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ
ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА ЛК4
(ЛИТОЙ)

$t_{исп}$ °С	σ кг/мм ²	δ , %	ψ , %
600	30	—	—
700	25	6,0	6,9
800	15	7,9	8,5
900	7	9,1	10,0
950	5	10,2	10,5

Имея высокое содержание хрома, сплав НS-21 (ЛК4) обладает высокой жаростойкостью. В окислительной атмосфере воздуха он вполне стоек при нагреве до 1000° С.

В работах Гранта [303, 304] подробно изучено влияние условий разливки, термической обработки, величины зерна и некоторых элементов на структуру и свойства кобальтовых сплавов типа НS-21 и НS-27 (60-59). Повышение температуры разливки, температуры подогрева керамической формы при точном литье увеличивает жаропрочность при 815° С. Старение в некоторых случаях повышает стабильность сплава при высоких температурах.

Сплав Х-63

Кобальтохромоникельмолибденовый сплав типа 58-23-10-6 (Х-63) был разработан как модификация сплава типа виталлиум. За основу взята серия сплавов, содержащих ~25% Сг и ~6% Мо при 0,4—0,5% С.

ТАБЛИЦА 146. ПРЕДЕЛЫ
ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ
ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА Х-63

$t_{исп}$ °С	100 ч		1000 ч	
	σ_{100} кг/мм ²	δ , %	σ_{1000} кг/мм ²	δ , %
734	28	9	23,1	7
815	21	20	17,5	10
926	10,5	16	8,75	19

Испытания на длительную прочность при 815° С [302], результаты которых представлены на рис. 339, показывают, что наиболее высокой прочностью при этих температурах обладает сплав с 10% Ni. Длительная прочность сплава Х-63 показана в табл. 146.

Сплавы MAR-M-302 и М-509

Эти сплавы на кобальтовой основе обладают повышенной жаропрочностью, а также высокой окалиностойкостью и термической стойкостью в условиях теплосмен и в основном предназначены для изготовления рабочих и сопловых лопаток.

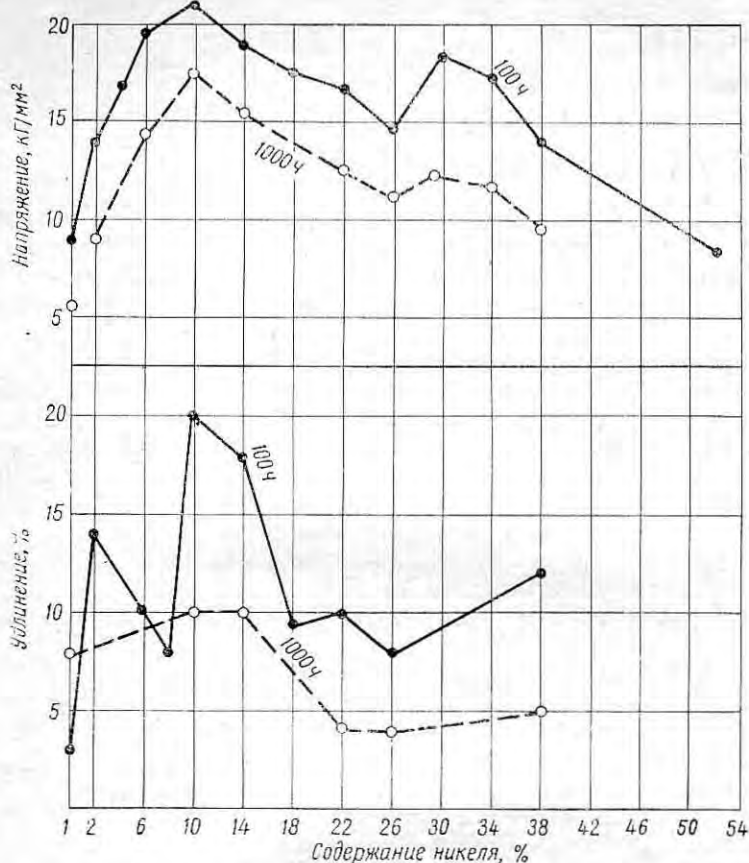


Рис. 339. Влияние присадки никеля к сложнолегированному кобальтохромомолибденовому сплаву на пределы длительной прочности и пластичность при 815° С. Состав сплава 0,4—0,5% С; 0,5% Мп; 0,5% Si; 25% Cr; 6% Мо + никель (или кобальт)

Сплавы имеют более высокую жаропрочность, чем сплавы HS-31 и WI-57, используемые для аналогичных целей.

Сплавы М-302 и М-509 вследствие высокого содержания вольфрама или суммарного содержания вольфрама и тантала имеют высокую плотность: 9,2 и 8,86 г/см³, что необходимо учитывать при применении их для изготовления рабочих лопаток. Сплавы предназначены для работы до 1100° С. Свойства сплавов приведены на рис. 324.

ХРОМОНИКЕЛЬКОБАЛЬТОЖЕЛЕЗНЫЕ СПЛАВЫ И СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА С ТУГОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ

Хромоникелькобальтожелезные сплавы относятся к деформируемому, термически обрабатываемым. Сплавы с повышенным содержанием углерода (0,4%) упрочняются при закалке на аустенит и старении в результате образования дисперсных карбидов, а сплавы с низким содержанием углерода — в результате образования интерметаллидов (табл. 147, 148).

Сплавы обоих типов применяли при изготовлении рабочих лопаток газовых турбин авиационных двигателей и стационарных силовых установок. Сопоставление данных о жаропрочности, опубликованных в 1946—1947 гг., с данными 1954 г. не показывает существенной эволюции сплавов этого типа. Наиболее широкое использование нашли сплавы марок N-155, S-590.

Сплав N-155 имеет высокие жаропрочные свойства до 800° С и сопротивляется окислению до 980° С. Его применяют для деталей камер дожигания (форсажные камеры), реактивного сопла, соплового аппарата авиационных газовых турбин, крепежа, турбинных дисков и рабочих лопаток некоторых турбин.

Сплав относится к группе аустенитных на базе γ -твердого раствора, упрочненного тугоплавкими элементами (Mo, W, Nb) и кобальтом, и отличается ограниченной склонностью к дисперсионному твердению. На рис. 340 показано изменение различных свойств сплава N-155 от температуры испытания.

Сплав мало чувствителен к изменению условий термической обработки и применяется после закалки на аустенит и после полугорячего наклепа. Для работы до 650° С наиболее целесообразно применять его в наклепанном состоянии: т. е. подвергать ковке с достаточно большими обжатиями, заканчивая ее при 760—900° С и последующему нагреву при 650° С для снятия напряжений. При изготовлении рабочих лопаток обжатие при полугорячем наклепе должно составлять 15—20%.

Для службы при температурах выше 730° С применяют закалку с 1090—1185° С с быстрым охлаждением и последующее старение в течение 4—24 ч при 650—900° С. Горячую обработку давлением проводят при 1170—950° С.

Сплав сваривается всеми методами сварки с применением электродной проволоки из хастелоя W. В тех случаях, когда требуется высокая коррозионная стойкость, сварные детали необходимо подвергать закалке на аустенит.

Чтобы избежать образования трещин при термической обработке холоднонагартованных деталей, рекомендуется интервал вы-

деления дисперсных фаз (650—950° С) проходить быстро, и чтобы не допустить растрескивания после холодной обработки давлением, термическую обработку проводить возможно скорее.

Сплав S-590 применяют для лопаток газовых турбин и турбинных дисков [279, 306, 308].

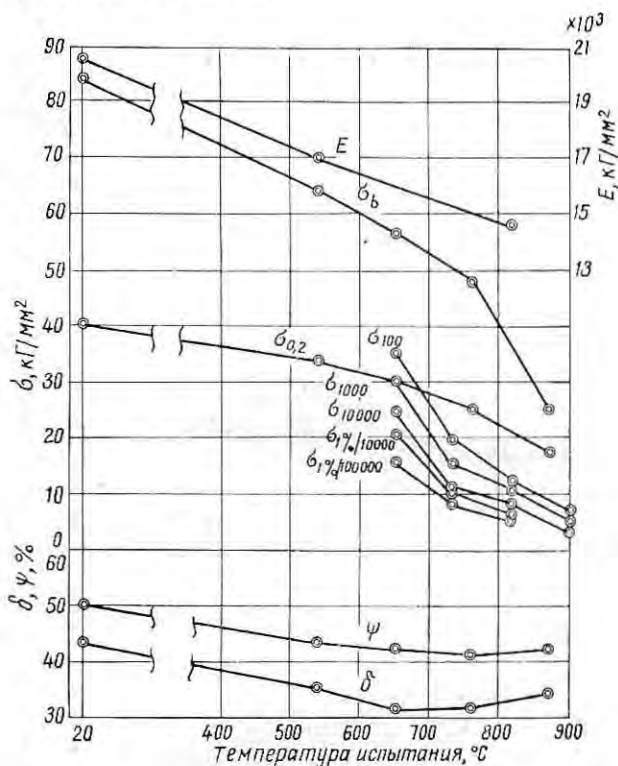


Рис. 340. Изменение свойств кобальтохроможелезониелевого сплава N-155 в зависимости от температуры испытания

Сплав обладает высокой окалинстойкостью до 1000° С, высокой жаропрочностью и пригоден для изготовления газовых турбин, работающих при температуре разогрева лопатки до 815° С. Сплав относится к аустенитным стареющего типа и применяется в термически обработанном состоянии после закалки с 1215—1260° С в воде и 16-ч старения при 760° С.

В жаропрочных сплавах на основе кобальта с тугоплавкими металлами (вольфрам и ряд других элементов — С, Ti, Zr), представляющих новую группу сплавов [594], не содержится хрома, а поэтому они обладают меньшей окалинстойкостью в атмосферных условиях (табл. 149). Однако эти сплавы более

Т А Б Л И Ц А 147. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, И ПРИМЕНЕНИЕ

Марка сплава	C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Fe
<i>США</i>							
S-497	0,45	0,47	0,61	14	20	20	Ост.
S-590	0,43	1,25	0,40	20,5	20	20	»
HS-96	0,10	1,5	0,5	20	20	20	»
Хайнес 99	0,10	1,5	0,7	21	18	12	»
N-153	0,32	1,5	0,5	17	15	12	»
N-155, HS-95	0,15	1,5	0,5	21	20	20	»
К-42-В	0,05	0,7	0,7	18	43	22	»
Рефрактолой 26	0,05	0,7	0,7	18	37	20	18
Рефрактолой 70	0,05	2,0	0,2	20	20	30	15
Рефрактолой 80	0,10	0,6	0,7	20	20	30	14
Тиконикум	0,01	0,8	0,3	23	35	31	Ост.
W-912	0,35	—	—	20	25	30	»
<i>Англия</i>							
Гекла EM35 (литой)	0,35	1,5	0,4	17	15	12	Ост.
Гекла MM35 (литой)	0,35	1,5	0,5	21	20	20	»
Гекла EM20	0,18	1,5	0,4	17	15	12	»
Гекла MM20	0,18	1,5	0,5	21	20	20	»
G-32	0,27	0,8	0,5	19	10,5	46,6	»
G-34 (литой)	0,8	—	—	19	12	45	»
G-18В	0,4	0,8	1,0	13	13	10	»
G-19 (литой)	0,4	0,8	1,0	19	13	10	»
G-42В	—	—	—	19	—	15	32
Сегалой	0,38	—	—	25,0	46,0	12,5	Ост.

ЗАРУБЕЖНЫХ ХРОМИКЕЛЬКОБАЛЬТЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ

Mo	W	Nb	Другие элементы	Применение
<i>США</i>				
4,0	4,0	4,0	—	Лопатки газовых турбин
4,0	4,0	4,0	—	Лопатки, диски и болты судовых турбин. Максимально допустимая рабочая температура 760° С
3,0	2,0	—	—	Детали газовых турбин, кольца соплового аппарата
4,0	2,5	—	0,05B	То же
3,0	2,0	1,0	—	» »
3,0	2,5	1,0	—	Кожух трубопровода камеры сгорания, кожух направляющего аппарата турбины, форсажная камера, система регулирования подачи топлива; хвостовой конус
—	—	—	2,5Ti; 0,2Al	Лопатки газовых турбин
3,0	—	—	2,8Ti; 0,2Al	Турбинные диски реактивных двигателей
8	4,0	—	—	Лопатки и крепеж газовых турбин
10	5,0	—	—	Лопатки газовых турбин
6	—	—	—	Лопатки соплового аппарата
4,0	8,0	—	—	Лопатки газовых турбин
<i>Англия</i>				
2,9	2,5	1,0	0,09N	Лопатки реактивного двигателя и направляющие лопатки соплового аппарата, изготовленные методом литья по восковым моделям и методом литья в оболочковые формы
2,9	2,5	1,0	0,12N	То же
2,9	2,5	1,0	0,09N	Поковки для роторов, работающих при высоких температурах, кованные лопатки, роторы и жаровые трубы
2,9	2,5	1,0	0,12N	Поковки для роторов, работающих при высокой температуре, кованные лопатки, жаровые трубы
2,2	—	1,4	3,0V	Лопатки турбины
2,0	—	1,3	2,8V	Литые детали, в частности сопловые лопатки
2,0	2,5	3,0	—	Диски турбины двигателей Нин, Дервент
1,8	2,5	3,0	—	Литые детали, сопловые лопатки
—	—	—	—	Турбинные лопатки
3,0	7,0	—	—	Сопловые лопатки

ТАБЛИЦА 148. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ [кг/мм²]
ХРОМИКЕЛЬКОБАЛЬТОЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Температура испытания, °С					Сплав	Температура испытания, °С				
	649	732	815	871	982		649	732	815	871	982
S-497	28	20	10	5,6	—	К-42-В	46	26	12	—	—
	22	16	7	—	—		28	19	7,7	—	—
S-590	35	22	15	8,7	3,5	Рефракто- лой 26	56	36	19	—	—
	26	17	11	6,3	1,7		44	27	12	—	—
Хайнес 99	35	—	10	—	—	Рефракто- лой 70	39	23	13	8,4	—
	—	—	—	—	—		29	17	10	7	—
N-155, HS-95	35	22	12	8,9	—	Тикониум	37	15	—	—	—
	28	17	9,1	5,6	—		23	11	—	—	—

Примечание. В числителе указана длительная прочность за 100 ч, в знаменателе — за 1000 ч.

ТАБЛИЦА 149. СВОЙСТВА СПЛАВОВ ТИПА Co + W

Сплав	Термическая обработка	$t_{исп}$, °С	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %	Время до разрушения при $\sigma = 10,5$ кг/мм ² , ч
Co+25W+1Ti+ +0,4C	Нагрев при 1320°С в аргоне, 16 ч, охлаждение в воде	20	103	54	20	16,4	—
		980	24	—	15,5	—	200
Co+25W+1Ti+ +0,2C	То же, прокатка в холодном состоянии	20	110	58	32	24	—
		20	143	97	22	22	—
Co+25W+1Ti+ +1Zr+0,4C	Нагрев при 1320°С в аргоне, 16 ч, охлаждение в воде	20	102	55	20	15	—
		980	27	—	19	—	205—355

стойки по сравнению с никелевыми сплавами в вакууме и в условиях действия жидкометаллических сред (Na), в частности, в отношении переноса масс. Поэтому предполагается, что сплавы Co + W + Me₁ + Me₂ могут найти применение в энергетических установках, предназначенных для превращения ядерной энергии в электрическую и для деталей, работающих в космосе.

Углерод оказывает исключительно большое влияние на жаропрочность и его присадка к сплаву в количестве 0,3—0,5% повышает длительную прочность при 980°С $\sigma = 10,5$ кг/мм² с 4—12 ч до 190—200 ч. Испытания на длительную прочность проводили в воздушной среде и среде гелия. При той же температуре и $\sigma = 3,5$ кг/мм² сплав Co + 25W + 1Ti + 0,4 C простоял в среде гелия 7000 ч. Сплавы удовлетворительно деформируются.

КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В ГАЗОВЫХ СРЕДАХ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Разрушение поверхностных слоев металлов и сплавов при высоких температурах в газовых средах причиняет большие неприятности при эксплуатации машин и аппаратов. Потери металла и порча его поверхности происходят при различных технологических операциях: холодной механической обработке металла, нагреве заготовок под горячую обработку давлением, при термической обработке изделий и ряде других операций.

Газовая коррозия происходит не только на поверхности металла, но также может проникать и в глубь его. Примерами могут служить обезуглероживание, сульфидная и водородная коррозия.

В настоящем разделе книги рассматриваются вопросы по окислительности и коррозии в газовых средах при высоких температурах только для высоколегированных и преимущественно жаропрочных сталей и сплавов на основании исследований последнего времени. Для сравнения в отдельных случаях приводятся данные о жаростойкости некоторых марок нержавеющей и окислительностойких сталей и сплавов, описание которых дано в работах [1, 2, 12, 16, 86, 89].

Кроме вопросов окисления, в настоящей книге приводятся результаты исследований нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов в других газовых средах в связи с развитием новых отраслей техники и применением их в промышленности. Взаимодействие этих сплавов с чистым кислородом и водородом очень важно для развития космической техники, а влияние аргона, гелия, чистого азота или его смеси с водородом представляет большой интерес для защиты их от чрезмерного окисления при термической обработке.

Стойкость сталей и сплавов против коррозии в газовых средах при высоких температурах зависят от следующих факторов:

- а) состава металла или сплава;
- б) состава газовой среды;
- в) температуры и длительности нагрева;
- г) скоростей нагрева и охлаждения;
- д) временного режима (непрерывный или прерывистый);
- е) наличия напряжений.

В целях борьбы с коррозией сталей и сплавов при высоких температурах применяют следующие методы:

1. Введение в сплавы специальных легирующих элементов — Cr, Ni, Al, Si.

2. Химико-термическая обработка деталей путем диффузионного насыщения поверхности изделий хромом, алюминием, кремнием, бериллием.

3. Покрытие поверхности изделия другими, более окалиностойкими материалами: плакирование более жаростойкими сплавами или эмалирование путем напыления более стойких окислов.

Сопротивление окислению зависит не только от содержания легирующих элементов в сплаве, но также от условий работы детали при высоких температурах и от действующих нагрузок. Например, нихром 80-20 при 1100° С без нагрузки не подвергается разрушению в течение нескольких тысяч часов, тогда как под действием сравнительно небольших напряжений разрушается в течение нескольких десятков часов [309].

Присутствие в сплаве некоторых легирующих элементов, полезных с точки зрения жаропрочности, оказывает отрицательное влияние на окалиностойкость (V, Mo, W); общая стойкость сплава против окисления при высоких температурах при этом снижается.

Наличие в рабочей газовой среде H_2S , SO_3 , SO_2 , паров H_2O , аэрозолей V_2O_5 , Na_2SO_4 , MoO_3 , H_2SO_4 , Pb и других компонентов, разрушающих защитные пленки на жаропрочных сплавах при определенных условиях, также отрицательно сказывается на окалиностойкости деталей и их эксплуатационной стойкости, что может служить причиной преждевременного выхода их из строя.

Установлено, что некоторые легирующие элементы (Ti, Al, Cr) при нагреве в воздушной среде выгорают из поверхностных слоев металла (по типу обезуглероживания), в связи с чем ухудшаются эксплуатационные свойства деталей. Наиболее сильное обеднение на глубину 0,5—3 мм возникает при термической обработке жаропрочных сплавов, которая в ряде случаев очень продолжительна и производится при очень высоких температурах (1150—1220° С). Это обеднение в той или иной степени имеет место и в условиях эксплуатации.

Обедненный слой необходимо удалять путем механической обработки или электрохимического травления и полировки на соответствующую глубину (от 0,03 до 3 мм), определяемую экспериментально для каждого конкретного случая, или термическую обработку проводить в вакууме или чистом аргоне.

УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ОКИСЛОВ НА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ

Металлы с блестящей поверхностью при высоких температурах в большинстве случаев реагируют с газами очень быстро. Скорость реакции окисления зависит от давления, упругости диссоциации образующегося окисла и парциального давления реагирующего газа. Толщина пленки в различных условиях окисления неодинакова.

Химическое равновесие наступает, если парциальное давление кислорода (p_{O_2}) и упругость диссоциации образовавшегося окисла (p_{MeO}) равны. Если $p_{O_2} > p_{MeO}$, то реакция будет протекать в сторону окисления. Наоборот, когда $p_{O_2} < p_{MeO}$, то реакция

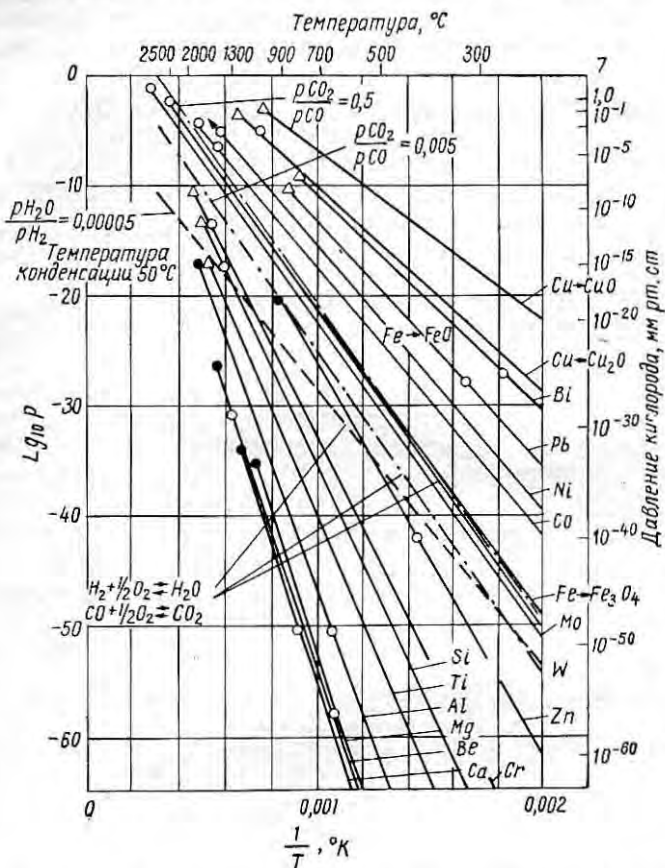


Рис. 341. Кривые упругости диссоциации окислов металлов в зависимости от величины, обратной абсолютной температуре ($\frac{1}{T}$) (p — давление кислорода в атмосфере)

будет протекать в обратном направлении и окислы будут разлагаться на металл и кислород [310].

Если упругость диссоциации образующихся соединений будет меньше парциального давления реагирующего газа в атмосфере и при этом продукт реакции будет улетучиваться, то реакция будет продолжаться до тех пор, пока не будет достигнуто состояние равновесия продукта реакции в окружающей атмосфере

с металлом. К металлам, окислы которых летучи, относятся осмий и рутений. Четырехокись осмия летуча при комнатной температуре, а четырехокись рутения образуется при 600—700° С и улетучивается лишь при 900—1000° С.

Большое количество летучих соединений можно наблюдать при образовании хлоридов. Медь при повышенных температурах реагирует с хлором мгновенно и образующийся хлорид меди сразу же улетучивается.

Большинство металлов, например железо, хром, никель, алюминий и кобальт, образуют нелетучие окислы.

Упругость диссоциации окислов этих металлов весьма незначительна. На рис. 341 приведены упругости диссоциации окислов различных металлов в зависимости от температуры.

СООТНОШЕНИЕ МЕЖДУ ОБЪЕМАМИ МЕТАЛЛОВ И ОКИСЛОВ

Сплошность окисных пленок определяется их плотностью. Если объем окисла, образующегося на поверхности металла (V_{MeO}), меньше объема металла, необходимого для его образования (V_{Me}), то окисная пленка будет пористая или будет иметь надрывы, трещины. Такая пленка не может обеспечить надежную защиту металла от проникновения к его поверхности кислорода.

В тех случаях, когда объем окисла больше объема металла, ушедшего на его образование, могут возникнуть сплошные пленки, хорошо защищающие металл от дальнейшего окисления.

Объемы окисленного металла и образующегося окисла можно подсчитать по следующим формулам:

$$V_{Me} = \frac{A}{d}; \quad (1)$$

$$V_{MeO} = \frac{M}{nD}, \quad (2)$$

где A — атомная масса металла;

d — плотность металла;

M — молекулярная масса окисла;

n — число атомов в молекуле окисла;

D — плотность окисла.

На основании формул (1) и (2) соотношение между объемами окисла и металла будет равно

$$\frac{V_{MeO}}{V_{Me}} = \frac{Md}{nDA}.$$

Пиллинг, Бедворт [311] установили, что если соотношение между объемами окисла и металла меньше единицы, то образующиеся на поверхности металла пленки не обладают защитными

свойствами, так как они очень рыхлы и пористы. Скорость окисления металлов в этом случае очень высока и часто подчиняется прямолинейному закону, т. е. $\frac{dx}{dt} = K$, или $x = Kt$, где x — толщина; K — константа, t — время.

Когда соотношение объемов окисла и металла больше единицы, то на поверхности металла могут возникать очень плотные пленки, хорошо защищающие металл от дальнейшего окисления. Скорость окисления металла в этом случае чаще всего подчиняется параболическому закону.

В табл. 150 приведены отношения объемов окислов к объемам металлов по Фишбеку [312] и Лустману [313].

ТАБЛИЦА 150. ОТНОШЕНИЕ ОБЪЕМА ОКИСЛА
К ОБЪЕМУ ОКИСЛЕННОГО МЕТАЛЛА

Элемент	По [312]	По [313]	Элемент	По [312]	По [313]
Элементы, образующие защитные покрытия ($V_{MeO}/V_{Me} > 1$)					
Be	1,71 *	1,59	Zn	1,44	1,62
Al	1,38	1,23 *	Pd	1,60	1,60
Si	—	2,27	Cd	1,19	1,21
Cr	1,97	1,99	Sn	1,31	1,32 *
Mn	1,75	1,79	Sb	1,50	2,35 *
Fe	2,23	1,77	La	1,11	1,11 *
Ni	1,64	1,52 *	Cl	1,24	1,24
Co	1,78	1,99	Pb	1,40	1,40
Cu	1,71	1,68	W	3,50	3,4 *
Элементы, не образующие защитных покрытий ($V_{MeO}/V_{Me} < 1$)					
Li	0,57	0,57	Zr	1,56	1,51
Na	0,58	0,57	Nb	—	2,61
Mg	0,85	0,79	Mo	3,01	3,40
K	0,65	0,45	Ag	—	1,59
Ca	0,69	0,65	W	3,50	3,40
Pb	0,46	0,46	Hf	—	1,48
Sr	0,73	0,65	Ta	—	2,33
Cs	0,86	0,46	Hg	—	1,31
Ba	0,71	0,74	Bi	1,29 *	2,27
Ti	2,38	1,95	Th	—	1,32
As	—	2,15	U	—	3,05

Элементы, соотношение объемов которых меньше единицы, относятся к первой и второй группам периодической системы Менделеева.

Кроме того, есть элементы, в случае которых соотношение объемов окислов и металла больше единицы, но они не образуют защитных покрытий (эти элементы окружены в таблице жирными линиями). Такое несоответствие для ряда металлов объясняется

физико-химическими особенностями образующихся на их поверхности окислов. В частности, окислы молибдена имеют высокую упругость испарения и низкую температуру плавления [310].

Металлический титан при комнатной температуре обнаруживает хорошую коррозионную стойкость, но выше 500° С он соединяется с азотом и кислородом, образуя нитриды и окислы. Ниобий и тантал также сильно окисляются при высоких температурах.

Мнения различных авторов в отношении того, к какой группе следует отнести тот или иной элемент, притворчивы. Так, Лустман считает, что алюминий, никель, олово, сурьма, лантан и вольфрам не образуют на поверхности защитных пленок, но при этом он не указывает условий, при которых такие пленки образуются.

Известно, что алюминий хорошо сопротивляется окислению при комнатной температуре и способствует повышению окислостойкости при высоких температурах ряда сталей, никелевых и кобальтовых сплавов.

Образование пленок, способных или не способных защищать поверхность металла от окисления, в некоторой степени связано с закономерностями роста оксидных пленок. На металлах, не образующих защитных пленок, скорость роста окисленного поверхностного слоя подчиняется прямолинейному закону, а на

ТАБЛИЦА 151. АТОМНЫЕ И ИОННЫЕ РАДИУСЫ, Å
(по Паулингу)

Атом	Атомный радиус	Ион	Ионный радиус	Атом	Атомный радиус	Ион	Ионный радиус
H	—	H ⁺	1,27	Co	1,25	Co ²⁺	0,82 (0,82)
Li	1,56	Li ⁺	0,60 (0,78)	Ni	1,25	Ni ²⁺	0,78
Be	1,12	Be ²⁺	0,31 (0,34)	Cu	1,28	Cu ⁺	0,96 (0,53)
Mg	1,62	Mg ²⁺	0,65 (0,78)	Zn	1,31	Zn ²⁺	0,74 (0,83)
Al	1,43	Al ³⁺	0,50 (0,57)	Nb	1,47	Nb ⁵⁺	0,70
Si	1,18	Si ⁴⁺	0,41	Mo	1,39	Mo ⁶⁺	0,62
K	2,23	K ⁺	1,33	Ag	1,44	Ag ⁺	1,26
Ca	1,97	Ca ²⁺	0,99 (1,06)	Cd	1,54	Cd ²⁺	0,94 (1,03)
Ti	1,49	Ti ³⁺	0,69	Pb	1,74	Pb ²⁺	1,21 (1,32)
						Pb ⁴⁺	0,84
Cr	1,25	Cr ³⁺	0,65	O	0,60	O ²⁻	1,40 (1,32)
		Cr ⁶⁺	0,52	F	0,67	F ⁻	1,36 (1,33)
Mn	1,29	Mn ²⁺	0,80 (0,91)	S	1,04	S ²⁻	1,84 (1,74)
		Mn ³⁺	0,70	Ce	1,07	Ce ⁻	1,81 (1,81)
		Mn ⁴⁺	0,52	Br	1,19	Br ⁻	1,95 (1,96)
		Mn ⁷⁺	0,46	I	1,36	I ⁻	2,16 (2,20)
Fe	1,26	Fe ²⁺	0,75 (0,83)				
		Fe ³⁺	0,67				

Примечание. В скобках — по данным других авторов.

металлах, образующих защитные пленки, — параболическому закону.

Рост оксидных пленок обусловлен также характером реакции между металлом и газом. Предполагают, что когда процесс окисления подчиняется параболическому закону, пленки образуются на границе окалина—воздух, а когда прямолинейному закону, то реакция сначала идет на границе раздела фаз металл—воздух, а затем вследствие пористости окисных пленок — в глубинных слоях и на границе раздела металл—окалина. В первом случае образец кубической формы оказывается с округленными краями. В случае роста пленок по линейному закону на кубике резко выражены границы раздела [310].

Различие в характере окисления металлов объясняется особенностями диффузии ионов металла и кислорода. Согласно теории Вагнера [314], при окислительных процессах диффундируют не атомы металлов и кислорода, а их ионы. Если радиус иона металла меньше радиуса иона кислорода (табл. 151), то ионы металла диффундируют к внешней границе окалины и вступают в реакцию с кислородом газовой среды. Оксидная пленка в этом случае растет по параболическому закону.

Когда радиус иона металла больше радиуса иона кислорода, то ионы кислорода диффундируют через окалину к металлу и вступают с ним в реакцию, образуя новый слой окалины, приподымающий верхнюю, ранее образовавшуюся окисную пленку. Рост пленки при этом подчиняется прямолинейному закону.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОКИСНЫХ ПЛЕНОК ЖАРОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

При взаимодействии кислорода с металлами и сплавами происходит их окисление, протекающее через ряд стадий, определяющих скорости окисления. Эти стадии можно подразделить следующим образом:

а) образование пленки окисла в результате химической реакции на поверхности раздела *газ—металл*;

б) образование кристаллических зародышей на поверхности раздела *металл—окисел*;

в) диффузия ионов металла и кислорода через окисную пленку;

г) образование промежуточных слоев в окисленном слое при его росте вследствие неравномерности диффузии кислорода и ионов металла;

д) изменение состава металла в поверхностных слоях вследствие избирательного окисления и диффузии в окисных слоях одних легирующих элементов (обеднение) и повышение концентрации в этом слое других легирующих элементов.

Скорости окисления зависят от ряда следующих факторов:
 а) кристаллического соответствия между решетками металла или сплава и образующихся окислов;

б) скоростей взаимодействия между кислородом и металлом и дальнейшей диффузии кислорода и ионов металла через окисленный слой;

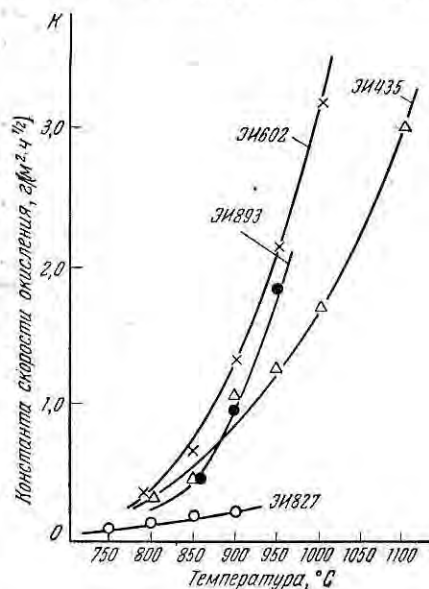
в) физико - химических свойств окислов (устойчивость, температуры плавления и размягчения, плотность или пористость, адгезивные свойства, летучесть и взаимная растворимость).

Изучение кинетики окисления хромистых сталей и сплавов и особенно жаростойких и жаропрочных сплавов показывает, что чаще всего этот процесс описывается параболическим уравнением.

Скорости окисления при постоянных концентрациях кислорода и температуре определяются следующим уравнением:

$$v = \frac{dg}{d\tau} = \frac{K'}{g},$$

Рис. 342. Зависимость констант скорости окисления сплавов ЭИ435, ЭИ602, ЭИ893, ЭИ827 от температуры



или после интегрирования

$$\int g dg = \int K' d\tau;$$

$$g^2 = 2K'\tau + A;$$

$$g^2 = K\tau + A.$$

Если принять постоянную интегрирования A равной нулю, то рост пленки во времени будет следовать параболическому закону

$$g = K\tau^{\frac{1}{2}},$$

где g — потери металла, $г/м^2$;

τ — время, $ч$;

K — константа скорости окисления, $г/(м^2 \cdot ч)$.

Константа скорости роста пленки определится тангенсом угла наклона касательной в координатах $g—V\tau$.

При параболическом законе скорость окисления пропорциональна концентрации кислорода во внешней среде и обратно пропорциональна толщине пленки.

На рис. 342 приведены кривые окисления окалиностойкого сплава ЭИ435, подчиняющегося параболическому закону, по данным А. И. Рывтинского [68, с. 148; 61, с. 167].

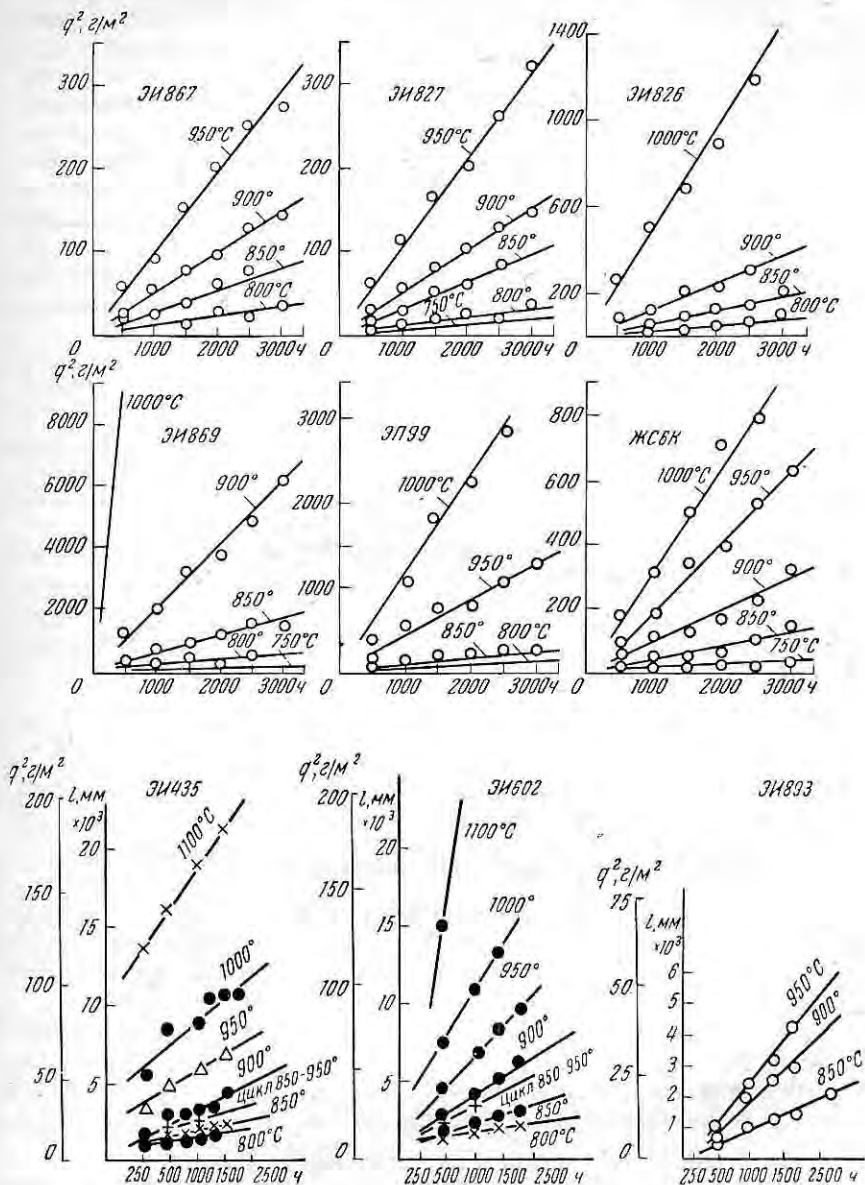


Рис. 343. Потери массы образцов ряда сплавов при различных температурах в зависимости от длительности испытания (одновременно приведены данные об изменении глубины окисленного слоя сплавов, мм)

Если изменения массы при окислении в зависимости от времени изображать в полулогарифмических координатах, то кривые окисления выражаются прямыми линиями для каждой температуры (рис. 343).

На рис. 344 приведены значения констант скорости окисления, определенные как тангенс угла наклона кривой окисления к оси абсцисс в зависимости от температуры.

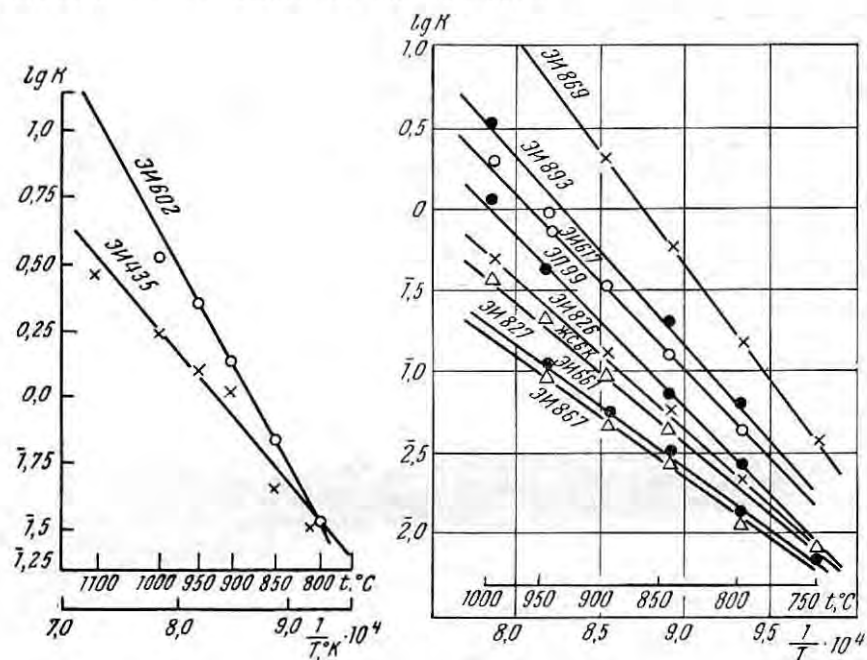


Рис. 344. Константы скорости окисления ряда жаропрочных сплавов

Величины констант скоростей окисления (K), $\lg K$ и глубины коррозионного разрушения для 10 000 ч, полученные при расчете по соответствующим формулам для ряда жаропрочных и окалино-стойких сплавов, приведены в табл. 163 и 164.

Поскольку при плотных и прочных окисных пленках проникновение кислорода из газовой фазы и ионов металла из сплава определяется диффузионными процессами, то константа скорости окисления зависит от температуры по закону Арениуса:

$$K = Ae^{-\frac{Q}{RT}},$$

где K — константа скорости окисления, $г/(м^2 \cdot ч)$;

A — постоянная;

Q — энергия активации процесса, кал;

R — газовая постоянная, кал/град;

T — абсолютная температура, °К.

После логарифмирования указанное уравнение примет вид

$$\lg K = \lg A \frac{Q}{2,3RT}.$$

В координатах $\lg K - \frac{1}{T}$ оно дает прямую линию с угловым коэффициентом $\frac{Q}{2,3R}$.

Постоянные Q и A в этом уравнении находят методом наименьших квадратов.

Глубину коррозионного разрушения в миллиметрах получают по формуле

$$l_{\text{мм}} = \frac{q}{d \cdot 10^3} = \frac{K\tau^{\frac{1}{2}}}{d \cdot 10^3},$$

где d — плотность.

Если принять $d = 9 \text{ г/см}^3$, то получим следующую формулу для вычисления линейного поражения сплава коррозией:

$$\lg l = -3,954 + \lg K + \frac{1}{2} \lg \tau,$$

или для сплава ЭИ435

$$\lg K = 4,014 - \frac{4811}{T},$$

или

$$\lg l = 0,060 - \frac{4811}{T} + \frac{\lg \tau}{2}.$$

Результаты подсчета глубины поражения сплавов коррозией за 10 000 ч приведены в табл. 163 (стр. 603).

Исследованиями, выполненными в ЦКТИ, показано, что окисление ряда окалиностойких и жаропрочных сплавов, представленных в табл. 164 (стр. 604) вполне удовлетворительно подчиняется указанным уравнениям в интервале 800—1000° С.

К защитным окисным пленкам относят те, которые имеют достаточно высокие температуры плавления, т. е. тугоплавкие окислы металлов (табл. 152). Если окислы недостаточно тугоплавки, то при температуре спекания они будут терять свои защитные свойства. Примеры образования окалины на железе, диаграмма состояния системы Fe—FeO, зависимость скоростей окисления и состава окалины от температуры даны в работах [311, 315, 316, 317].

На поверхности сложнoleгированных сплавов образуется не один окисел, а несколько, поэтому важно знать температуры спекания и плавления твердых растворов окислов или их смесей.

Окислы железа, имеющие сравнительно низкую температуру спекания, обладают высокой способностью к самодиффузии и к диффузии элементов через них. В связи с этим они плохо защищают металл от окисления.

Т А Б Л И Ц А 152. ПЛОТНОСТЬ, ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ И СПЕКАНИЯ НЕКОТОРЫХ ОКИСЛОВ И СИЛИКАТОВ

Оксид	Плотность, г/см ³	Температура плавления, °С	Начало спекания, °С	Оксид	Плотность, г/см ³	Температура плавления, °С	Начало спекания, °С
FeO	5,9	1377	720	SiO ₂	2,2—2,6	1700	880
Fe ₃ O ₄	5,2	1527	810	Al ₂ O ₃	3,9	2050	1160
Fe ₂ O ₃	5,2	1565	840	2FeO·SiO ₂	—	1205	615
Cr ₂ O ₃	5,2	2275	1260	MnO·SiO ₂	—	1270	655

Оксиды хрома и алюминия, наоборот, имеют очень высокие температуры плавления и спекания, обладают малой диффузионной способностью, а поэтому хорошо защищают металл от окисления.

При изучении окисных пленок жаростойких сталей, содержащих хром, алюминий или кремний, установлено, что оксиды этих элементов содержатся преимущественно во внутреннем слое окалины, непосредственно примыкающем к поверхности стали [315, 317].

При химическом взаимодействии металла с газовой средой образующийся на поверхности жаростойкого металла защитный слой «приспосабливается» по своей структуре к структуре металла. Впервые это было отмечено П. Д. Данковым [318]. Кристаллическая решетка металла как бы продолжает свое строение в новой, образовавшейся на ней окисной фазе.

Т А Б Л И Ц А 153. ПАРАМЕТРЫ РЕШЕТОК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОКИСЛОВ, Å

Оксид	a	b	c	α	Тип решетки
FeO	4,28	—	—	—	Кубическая типа NaCl
CaO	4,25	—	—	—	То же
NiO	4,17	—	—	—	» »
VO	4,08	—	—	—	» »
CaO	4,80	—	—	—	» »
MnO	4,43	—	—	—	» »
MgO	4,20	—	—	—	» »
Cu ₂ O	4,24	—	—	—	Кубическая
MoO ₂	4,86	—	2,79	—	Тетрагональная
WO ₂	4,86	—	2,77	—	»
Cr ₂ O ₃	5,35	—	—	54°, 58	Ромбоэдрическая
Fe ₃ O ₃	5,42	—	—	55°, 17	»
V ₂ O ₃	5,45	—	—	—	»
Ti ₂ O ₃	5,42	—	—	—	»
MoO ₃	3,92	13,94	3,66	—	»
WO ₃	7,28	7,98	3,82	—	Моноклинная
Fe ₃ O ₄	9,40	—	—	—	Кубическая шпинель
Co ₃ O ₄	8,11	—	—	—	То же

По мнению некоторых исследователей, благодаря переходному слою между окисной пленкой и металлом достигается прочная связь металла с окалинной, что играет значительную роль в обеспечении жаростойкости металла.

При перегреве легированной стали или недостатке в стали легирующих элементов (хрома, алюминия и кремния) образуются в большом количестве окислы железа. Их строение определяет возможность интенсивного диффузионного обмена и в результате происходит усиленное окисление металла. В этом случае окалина состоит из трех слоев (закуси, закуси-окиси и окиси железа) подобно тому, как это наблюдается на чистом железе. При этом окислы легирующих элементов или сами элементы находятся в окисной пленке в виде отдельных включений. Окислы железа в данном случае обогащены вуститом (закисью железа), что облегчает диффузию железа или кислорода через окисные пленки и ускоряет процесс окисления [319, 317].

ТАБЛИЦА 154. СОСТАВ ОКИСНЫХ ПЛЕНОК
ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Марка сплава	300° С	400° С	500° С	600° С	700° С	800° С	900° С
Альхром 6	Шп	α -Fe ₂ O ₃	α -Fe ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃ Шп	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃ Шп	Шп
Уортит	»	Шп	Шп	Cr ₂ O ₃ Шп	Cr ₂ O ₃ Шп	Cr ₂ O ₃ Шп	»
SS. 301	»	»	»	Cr ₂ O ₃ Шп	Cr ₂ O ₃ Шп	Cr ₂ O ₃	»
SS. 446	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃ Шп	Шп	»
S-588	Шп	Шп	Cr ₂ O ₃ Шп	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	»	»
Нихром 80-20	NiO	NiO	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃
Нихром	Fe ₃ O ₄	Fe ₃ O ₄	Fe ₃ O ₄	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃
Инконель	Шп	Шп	Шп	Шп	Шп	—	—
Стеллит 21	CoO	CoO	Cr ₂ O ₃ Шп	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃ Шп	—	—
Рефрактолой	CoO	CoO	Шп	Шп	Cr ₂ O ₃ Шп	—	—
K-42-B	—	Шп	»	»	»	—	—
Гиперник	Fe ₃ O ₄	Fe ₃ O ₄	Fe ₃ O ₄	Fe ₃ O ₄	Fe ₃ O ₄	—	—
Ковар	Шп	Шп	Шп	Шп	Шп	—	—
Углеродистая сталь	Fe ₃ O ₄ α -Fe ₂ O ₃	Fe ₃ O ₄	Fe ₃ O ₄ α -Fe ₂ O ₃	Fe ₃ O ₄ α -Fe ₂ O ₃	α -Fe ₂ O ₃	—	—
Z-никель	NiO	NiO	NiO	NiO γ' -Al ₂ O ₃	NiO γ' -Al ₂ O ₃	NiO	NiO
Хастеллой:							
А	Шп	Шп	Шп	Шп	Шп	Шп	Шп
В	NiO	NiO	NiO	MoO ₂ MoO ₃	»	NiO	»
С	Шп	Шп	Шп	Cr ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	Шп	»
Д	Cu ₂ O	Cu ₂ O	Cu ₂ O	Cu ₂ O	NiO	NiO	NiO

Примечание. Шп — шпинель.

С помощью рентгеноструктурного и электронографического исследований окисных пленок [320], образующихся при нагреве железа, хрома, никеля, кобальта и ряда жаростойких сплавов, установлены структура и свойства этих пленок, данные о которых приведены в табл. 153 и 154.

ОКИСНЫЕ ПЛЕНКИ ТИПА ШПИНЕЛЕЙ

Установлено, что пленки на жаростойких сталях и сплавах чаще всего образуются в виде двойных окислов со структурой шпинелей типа $\text{FeO} \cdot \text{Me}_2\text{O}_3$ или $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{MeO}$.

Такие пленки обладают сильными защитными свойствами, особенно когда легирующий элемент, входящий в состав сплава, имеет меньший радиус иона и уменьшает параметры решетки окисла. Окислы с плотноупакованной решеткой оказывают большое сопротивление диффузии элементов с большим радиусом ионов — кислорода и металла — и тем самым уменьшают скорость окисления.

Согласно исследованиям П. Д. Данкова [318] и И. И. Корнилова [321], окисная пленка, непосредственно соприкасающаяся с поверхностью высокохромистых сталей, имеет структуру шпинели типа $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, во внешнем слое $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_3$ модификации α . У нихромов и хромоникелевых сталей образуется защитная пленка типа шпинели $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$.

Как видно из табл. 154, окислы типа шпинелей встречаются довольно часто у жаропрочных сталей и сплавов.

В табл. 155 приведены параметры решеток ряда шпинелей [322, 318].

ТАБЛИЦА 155. СТРУКТУРА И ПАРАМЕТРЫ РЕШЕТОК
ОКИСНЫХ ФАЗ ТИПА ШПИНЕЛЕЙ

Тип окисла	Окисные фазы	ре- Параметр сетки, Å	Тип окисла	Окисные фазы	ре- Параметр сетки, Å
Чистые окислы металлов	$\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$	8,32	На основе FeO	$\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$	8,35
	$\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$	7,90		$\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	8,10
	$\gamma\text{-Cr}_2\text{O}_3$	7,74		$\text{FeO} \cdot \text{V}_2\text{O}_3$	8,40
		$\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$		8,38	
На основе Fe_2O_3	$\text{MnO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$	8,57	Окислы других металлов	$\text{CoO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$	8,32
	$\text{TiO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$	8,50		$\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$	8,31
	$\text{CuO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$	8,44		$\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	8,07
	$\text{CoO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$	8,37			
	$\text{NiO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$	8,34			

Наличие у некоторых металлов окисных пленок со структурой типа шпинелей с подобными параметрами решеток послужило основанием к предположению, что жаростойкость легированных сталей связана с образованием окислов указанного типа [317].

Согласно этой теории, влияние легирующих элементов, придающих сплавам более высокую жаростойкость, сводится к тому, что граница появления вюститной фазы смещается в сторону более высоких температур, а образование окислов типа шпинелей с общей формулой $MeO \cdot Me_2O_3$ и с кубической решеткой сообщает пленкам более высокие защитные свойства.

Вюстит (FeO) хуже защищает поверхность металла от окисления, так как имеет дефектную решетку, через которую происходит усиленная диффузия элементов. У шпинелей более плотная упаковка атомов в решетке, меньший параметр решетки по сравнению с вюститом и нет пустых мест. Образование шпинелей уменьшает диффузию кислорода и металлических ионов и поэтому способствует лучшей защите металла.

Таким образом, введение некоторых легирующих элементов в сплавы с железом уменьшает их способность давать на поверхности окислы со структурой типа вюстита, способствуя образованию окислов со структурой типа шпинели, которые лучше защищают поверхность металла от окисления.

Принцип утверждает, что установившееся прежде мнение о том, что окисные пленки типа шпинелей более жаростойки, неправильно. Об этом свидетельствуют последние работы, из которых следует, что окись хрома Cr_2O_3 с ромбоэдрической структурой обладает лучшими защитными свойствами. Это также подтверждается тем, что в восстановительной атмосфере, когда образуются окислы типа шпинелей, стали 18-8 и 13-5 Al показывают меньшую жаростойкость, чем в атмосфере нагретого воздуха, когда имеется избыток кислорода для того, чтобы образовались окислы типа $Me_2O_3 \cdot (Cr_2O_3, Al_2O_3)$. То же относится и к хромовому сплаву типа 80-20.

Однако имеются другие факты, свидетельствующие о том, что применение окислительных атмосфер не всегда благоприятствует образованию оптимальных по своей природе защитных пленок. Установлено, что увеличение отношения воздух — газ при сгорании способствует образованию окалины. Поэтому можно предположить, что стойкость против окисления и образование ромбоэдрической окиси хрома зависят еще и от других факторов и особенно от температуры.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ЖАРСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ

Изучение влияния легирующих элементов на сопротивление газовой коррозии позволило установить, что жаростойкость железа, никеля, кобальта и их сплавов можно повысить легированием их хромом, алюминием и кремнием. При этом установлено, что чем больше содержание этих элементов в сталях или сплавах, тем выше их сопротивление окислению.

Влияние хрома

Хром — основной элемент, входящий в состав жаростойких сталей и сплавов. Повышение его содержания в железе сдвигает начало интенсивного окисления стали в сторону более высоких температур [323]. Из этого следует, что с увеличением содержания хрома уменьшается толщина пленки, образующейся на полированной поверхности стали.

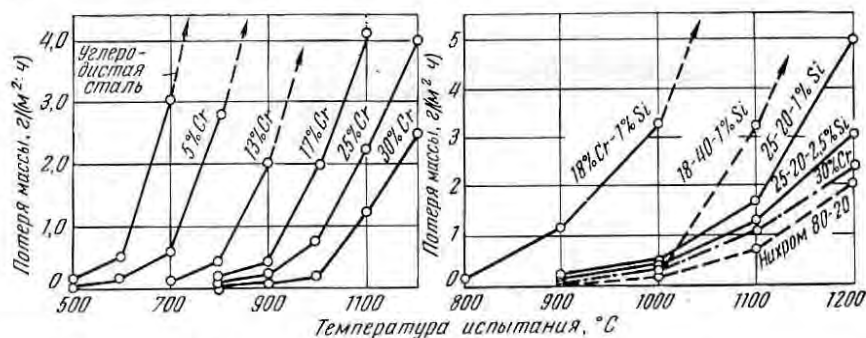


Рис. 345. Жаростойкость хромистых и хромоникелевых сталей в зависимости от температуры испытания

На рис. 345—347 показано влияние хрома на жаростойкость образцов стали и сплавов при различных температурах нагрева в атмосфере воздуха. С повышением содержания хрома при всех температурах количество образующейся окалины уменьшается. Для каждой температуры требуется определенное содержание хрома, обеспечивающее жаростойкость, и дальнейшее его увеличение в железе нецелесообразно. Поэтому для различных рабочих температур рекомендуется применять стали с различным содержанием хрома.

Высокая жаростойкость хромосодержащих сталей и сплавов

обусловлена образованием на их поверхности очень прочной тугоплавкой окиси хрома Cr_2O_3 или окислов шпинельного типа.

Металлический хром при нагреве окисляется с образованием единственного окисла — типа Cr_2O_3 . Этот окисел очень устойчив в широком интервале температур при различной толщине пленки и обладает хорошими защитными свойствами. Отмечается, что образовавшаяся на поверхности металла при окислении хрома

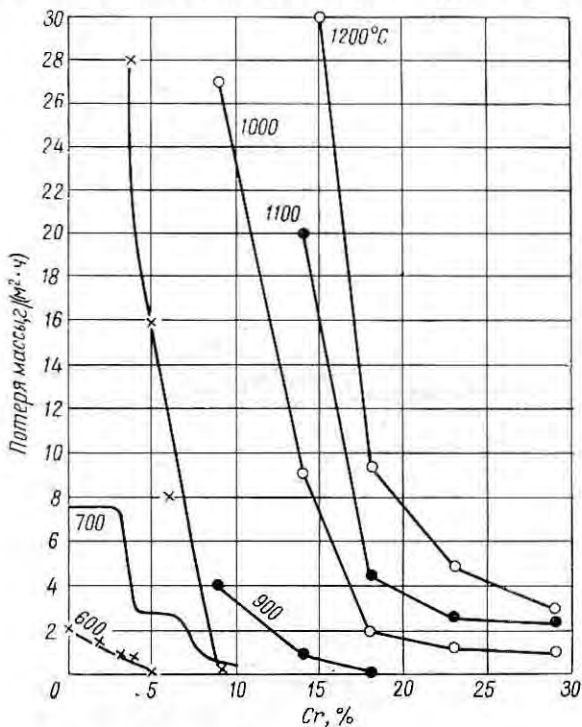


Рис. 346. Влияние хрома на потери массы при окислении железохромистых сплавов (длительность нагрева 200 ч)

окисная пленка не изменяет своих свойств даже при охлаждении в атмосфере водорода.

В. И. Архаров [317], изучая строение окисной пленки на хrome рентгеновским методом, установил, что в наружной зоне окалины при высокотемпературном окислении текстуры нет, а на рентгенограмме, снятой с внутренней стороны, имеется дополнительный диатропный максимум оксидной фазы, отличающейся по структуре от $\alpha-Cr_2O_3$ и от хрома. Этот максимум связан со структурой оксидной прослойки между металлом и наружной коркой окалины. В случае окисления нетекстурованного

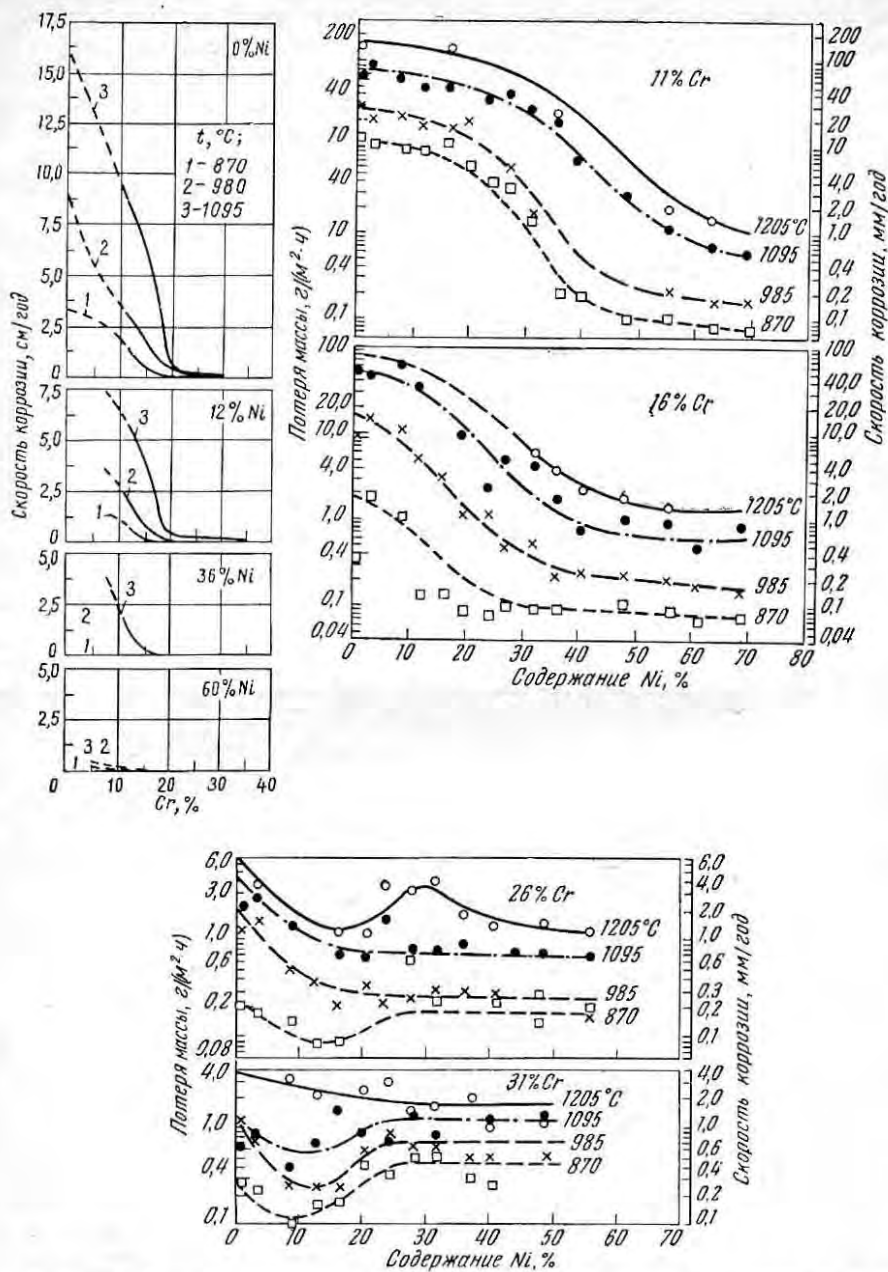


Рис. 347. Влияние хрома и никеля на жаростойкость железохромоникелевых сплавов при различных температурах

хрома этого максимума при прочих равных условиях не наблюдалось. Поэтому В. И. Архаров считает, что диатропный максимум связан с текстурой металла и обусловлен ориентационными соотношениями между окисляемым металлом и возникающим окислом. Это свидетельствует о том, что фронт реакции при окислении хрома — граница окалина с металлом, а первичный продукт реакции — промежуточная оксидная фаза. Она образуется в результате упорядоченной перестройки решетки металла при внедрении в нее кислородных атомов, диффундирующих сквозь окалину. Эта промежуточная фаза, по аналогии с окислением алюминия и железа, была названа γ - Cr_2O_3 . Предполагают, что при окислении хрома образующаяся промежуточная фаза обуславливает сравнительно высокую его жаростойкость.

В железохромистых сплавах чистая окись хрома образуется только при очень высоких его содержаниях, порядка 30% и выше, а при меньших содержаниях хрома окалина имеет сложный состав. При окислении 13%-ной хромистой стали превращение шпинели в α - Fe_2O_3 происходит не при 225, а при 400—450° С. При исследовании тонких пленок методом электронной дифракции до 700° С вюстита в окалине не обнаружено. Очевидно, температуры превращения $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}_2\text{O}_3$ значительно повышаются [320].

Учитывая, что α - Fe_2O_3 и Cr_2O_3 имеют близкие параметры решетки, а также идентичность формулы типа Me_2O_3 , предполагают, что Fe_2O_3 и Cr_2O_3 образуют твердый раствор.

Сопrotивление окислению железохромистых сталей сравнительно мало зависит от содержания углерода. При содержании его ~0,8% у стали с 10—18% Cr наблюдается максимум жаростойкости, который, вероятно, связан с температурами превращения $\gamma \rightleftharpoons \alpha$. Этот максимум обнаруживается у сталей полуферритного, мартенситного класса и его почти нет у сталей ферритного класса [324]. По данным [325], изменение содержания углерода от 0,1 до 1,7% в 20%-ной хромистой стали почти не влияет на ее жаростойкость.

Железохромистые сплавы более стойки, чем хромоникелевые стали, против коррозии в продуктах сгорания топлива, содержащего серу. В других условиях, в частности при одновременном воздействии газовой и жидкой сред при крекинге нефти и ее перегонке, хромистые стали имели высокую стойкость.

Сопrotивление газовой коррозии сплавов железа с хромом можно дополнительно повысить путем присадки к ним алюминия, кремния и никеля.

Влияние никеля

Присадка никеля к железохромистым сплавам оказывает благоприятное воздействие на жаростойкость в окислительной среде (рис. 347). Улучшающее влияние никеля особенно хорошо ска-

зывается при введении его в достаточно больших количествах. Только в среде сероводорода или сернистого газа никель может оказать отрицательное влияние.

На рис. 347 приведены кривые жаростойкости хромистых и хромоникелевых сталей при различных температурах по данным разных исследователей. Видно, что с увеличением содержания никеля жаростойкость сплавов повышается, причем сталь с 25% Cr и 20% Ni имеет меньшую жаростойкость, чем сплав с 80% Ni и 20% Cr. Несмотря на то что в первом сплаве содержание хрома выше, чем во втором, жаростойкость последнего значительно лучше.

В случае хромоникелевых сплавов без железа (нихромы) присадка никеля к хрому повышает жаростойкость (см. подробнее в разделе «Сплавы на никелевой основе»).

Были выполнены более подробные исследования влияния никеля и хрома на жаростойкость в широком интервале составов и температур [326]. Испытывали литые образцы железохромоникелевых сплавов, в которых содержание хрома изменяли от 11 до 36%, никеля — от 0 до 70%; в большинстве случаев в сплавах было 0,45% C; изучали также отдельные серии с переменным количеством углерода. Содержание марганца и кремния составляло 0,75 и 1,25% соответственно. Образцы нагревали в муфельной электрической печи с непрерывным обновлением воздуха (насыщенный водяными парами при 20° C воздух пропускали через печь со скоростью 20 см³/мин), выдерживая при различных температурах в течение 100 и 1000 ч. При этом испытания проводили по трем вариантам: непрерывно, прерывисто и прерывисто со встряхиванием.

Все образцы после испытания тщательно осматривали для определения характера окалины и затем устанавливали жаростойкость по потере массы.

Результаты испытаний, приведенные на рис. 347, показали, что максимальное сопротивление окислению в области 870—1200° C у хромоникелевых сплавов может быть получено в очень широком пределе составов. Следовательно, когда количество хрома в сплаве увеличивается, требуемое минимальное количество никеля обязательно уменьшается, и наоборот, когда в сплаве увеличивается количество никеля, то количество хрома, необходимое для получения максимального сопротивления коррозии, уменьшается.

С повышением температуры минимальное количество хрома или никеля, необходимое для максимального сопротивления окислению, также увеличивается. Например, чтобы получить достаточную стойкость против окисления при 870° C, в сплав с 40% Ni требуется ввести около 11% Cr, в то же время при 980° C при том же количестве никеля содержание хрома должно быть ~16%, при 1100° C — не меньше 18%. Как следует из рис. 348, прерывистое испытание с механическим воздействием дает наи-

большую окисляемость. Скорость образования окалины уменьшается с увеличением продолжительности воздействия окисляющей среды.

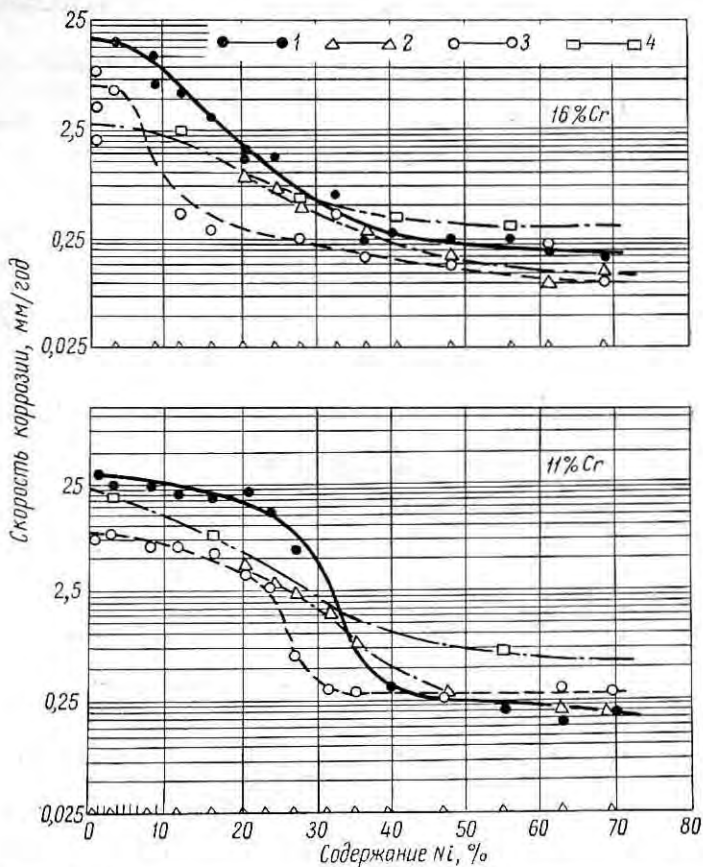


Рис. 348. Влияние непрерывного и прерывистого нагревов в течение 100 и 1000 часов и механического воздействия на жаростойкость сталей:

1 — непрерывные испытания в течение 100 ч; 2 — то же, 1000 ч; 3 — прерывистые испытания в течение 1000 ч; 4 — испытания с механическим воздействием в течение 1000 ч

Влияние кремния

Кремний оказывает благоприятное влияние на жаростойкость, если изделия нагреваются в окислительной атмосфере.

При нагреве в восстановительной атмосфере, например в продуктах сгорания колошникового или светильного газов, влияние присадки кремния может быть незначительным. В присутствии водяного пара или газов, содержащих большое количество паров

воды, при высоких температурах хромокремнистые стали подвергаются разрушению в более сильной степени, чем чисто хромистые и хромоникелевые сплавы.

Кремний оказывает благоприятное влияние на жаростойкость хромоникелевых сталей (рис. 349) [2, 141, 327].

Присадка кремния в нихром типа 80-20 в количестве до 2—2,5% весьма полезна, так как при этом увеличивается срок службы нагревательных элементов. При введении кремния в большем

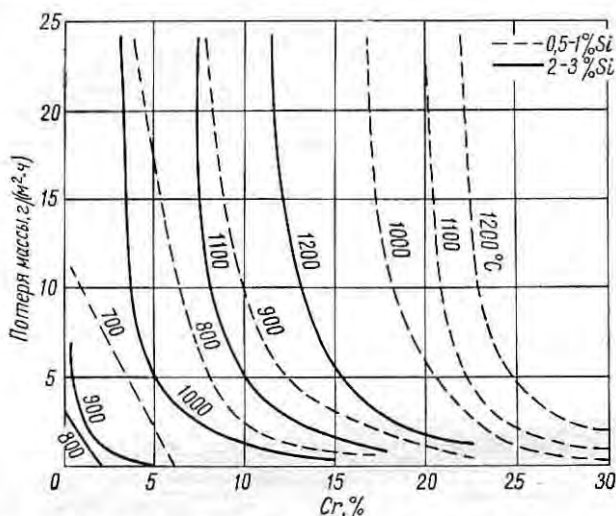


Рис. 349. Влияние кремния на жаростойкость сталей с различным содержанием хрома [487]

количестве этот срок сокращается, так как снижается температура плавления защитных окислов, содержащих избыток кремния. Кислород в окисной пленке распределяется соответственно его химическому сродству к элементам, а поэтому в окисном слое содержание окиси кремния относительно больше, чем окиси хрома и окиси никеля.

Присадка 2—3% Si к стали 25-20 сильно повышает сопротивление окислению этих сталей в окислительной среде продуктов сгорания топлива с повышенным содержанием серы [1, 327], а также в восстановительной среде конверсии метана при температуре до 1200° С.

Влияние алюминия

Алюминий — наиболее эффективная присадка, повышающая жаростойкость железа и железохромистых сплавов.

Добавка алюминия к железу способствует образованию на поверхности сплава стойкой окисной пленки, которая при боль-

ших содержаниях алюминия состоит преимущественно из Al_2O_3 [328].

При введении 7—8% Al железоалюминиевые сплавы приобретают примерно такую же жаростойкость, какой обладают нихромы типа 80-20.

Двойные сплавы железа с алюминием почти не нашли применения, так как они трудно обрабатываются, а образующаяся на их поверхности окисная пленка, покрывающая изделия белым налетом и состоящая преимущественно из Al_2O_3 , чувствительна к повреждениям.

Широкое применение в качестве материала с высоким электросопротивлением при изготовлении элементов нагревательных электропечей получили железохромоалюминиевые сплавы.

На рис. 350 показано влияние переменного содержания хрома и алюминия на жаростойкость железа [321]. Чем выше содержание хрома в железе, тем меньше требуется алюминия для получения высокой жаростойкости, и, наоборот, чем выше содержание алюминия в сплаве, тем меньше требуется хрома для получения той же жаростойкости. Сплавы, содержащие около 25% Cr и 5% Al, обладают исключительно высокой жаростойкостью до $1300^\circ C$. Сплавы с ~65% Cr и 10% Al при $1400^\circ C$ имеют потери массы порядка $0,25 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$.

На рис. 351 приведена зависимость жаростойкости некоторых тройных сплавов от температуры в интервале $800\text{—}1400^\circ C$, по данным И. И. Корнилова [321].

Следует отметить, что характеризовать жаростойкость железохромоалюминиевых сплавов только по потере массы недостаточно, так как при неблагоприятных соотношениях алюминия и хрома на поверхности их может возникнуть местная газовая коррозия в виде черных точек, например при $1200^\circ C$ на сплавах с 10—13% Cr и 3—3,5% Al. Скорость коррозии в этих местах очень большая, приводящая к разрушению поверхности. В этом случае слой черной окалины легко отлетает при ударе, образуя глубокие язвы. Повышение содержания алюминия при том же содержании хрома уменьшает склонность сплавов к образованию черной окалины: при введении 5—6% Al у сплавов с 10—13% Cr, даже при длительном нагреве, этого не наблюдается.

Повышение содержания хрома оказывает такое же влияние, и сплав с 25% Cr и 3% Al после длительного нагрева при $1200^\circ C$ имеет достаточно прочную сероватого цвета окисную пленку. Исследование окисных пленок рентгеновским методом позволило установить, что осыпавшийся сероватого цвета порошок ничем не отличается от синтетической окиси алюминия. Этот порошок содержит 98,72% окиси алюминия, 0,68% окиси хрома и 0,80% окиси железа.

Хесенбрух и И. И. Корнилов с сотр. [310, 321, 329] подробно изучали процесс окисления железохромоалюминиевых сплавов и установили, что в процессе окисления изменяется содержание

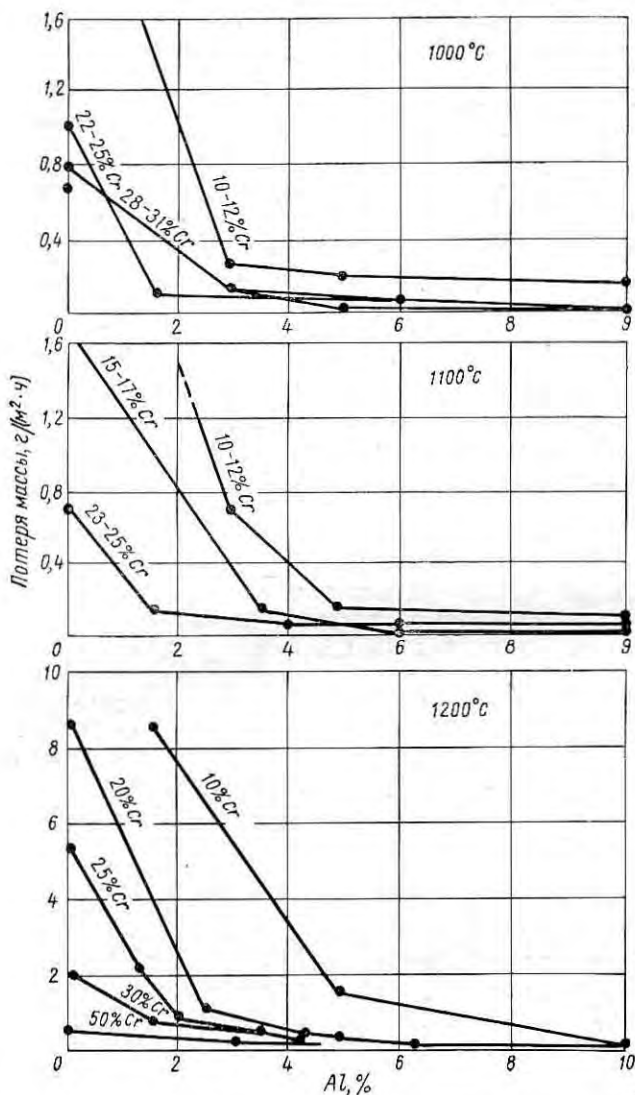


Рис. 350. Влияние хрома и алюминия на жаростойкость железохромоалюминиевых сплавов при различных температурах. Длительность испытания 240 ч

алюминия в сплаве вследствие преимущественной диффузии алюминия из поверхностных слоев металла в окисную пленку.

Содержание алюминия в поверхностных слоях тем меньше, чем ближе слой к поверхности и чем длительнее испытания. То же

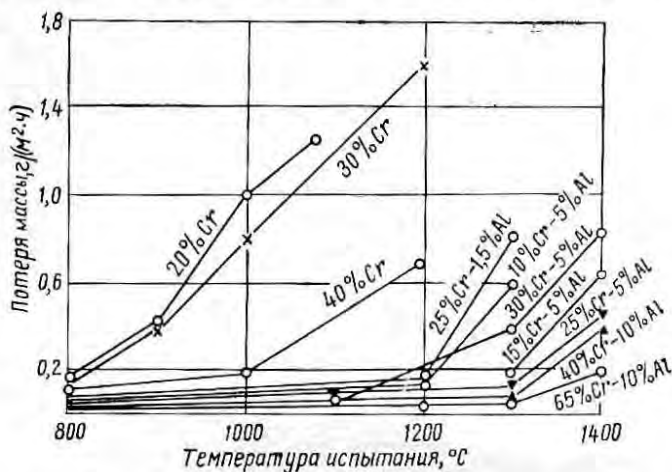


Рис. 351. Температурная зависимость жаростойкости железохромалюминиевых сплавов

наблюдается при окислении жаропрочных сплавов. Полезный для жаропрочности сплавов алюминий в поверхностных слоях выгорает.

Диффузия алюминия, по данным И. И. Корнилова, подчиняется закону Фика.

Влияние углерода

В тех случаях, когда у сплавов не наблюдается больших структурных изменений, углерод оказывает сравнительно небольшое влияние на характер окисления и величину изменения массы образцов. Так, углерод почти не влияет на жаростойкость сталей с высоким содержанием хрома, в то же время у сталей со средним содержанием хрома при 0,9% С обнаруживается минимум потерь массы на окалину.

Разница в потерях массы в зависимости от содержания углерода увеличивается при более высоких температурах.

Состояние поверхности почти не оказывает влияния на жаростойкость хромистых сталей и чугунов. Это еще раз подтверждает положение о том, что жаростойкость в основном определяется химическим составом сплава и образующимися на поверхности этого сплава защитными пленками окислов.

На рис. 352 приведены кривые привеса для хромоникелевых сплавов типа 20-20 с различным содержанием углерода.

В отдельных случаях углерод, присутствующий в сплавах, взаимодействуя с другими элементами и особенно с хромом, может оказать более сильное влияние на понижение жаростойкости.

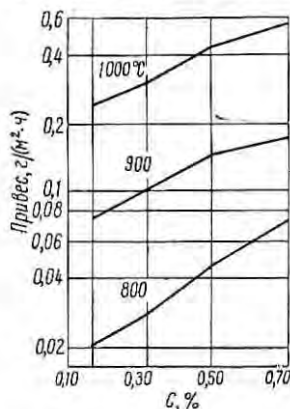


Рис. 352. Влияние углерода на жаростойкость хромоникелевой стали типа 20-20 при различных температурах. Продолжительность испытания 100 ч

В зависимости от рабочей температуры углерод может находиться в твердом растворе (при температурах существования γ -твердых растворов) или в виде карбидов (при умеренных температурах). Выделение карбидов из твердого раствора при замедленном охлаждении или при воздействии температур, лежащих ниже их растворимости, иногда сопровождается местным изменением концентрации хрома в твердом растворе, особенно по границам зерен; это при известных условиях приводит к повышенному окислению и сравнительно редко наблюдается у сталей типа 18-8. В большинстве случаев разрушение от газовой коррозии при наличии склонности к межкристаллитному разрушению имеет более сложный характер и протекает вследствие воздействия напряжений, химической коррозии и последующей газовой коррозии по местам растрескивания.

Холет [347] исследовал окалиностойкость десяти марок чугунов (табл. 156) при 750, 850, 950 и 1050° С в атмосфере воздуха и сернистого газа.

ТАБЛИЦА 156. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, ЧУГУНОВ [457]

Чугун	C	Si	Mn	P	Ni	Cr	Cu
SSMP	3,0	1,1	1,1	0,18	—	—	—
AP	3,4	3,6	1,0	0,15	1,2	0,9	—
Силал	1,9	5,7	0,9	0,16	—	0,05	—
Нирезист	2,7	1,9	0,9	0,04	14,6	2,11	7,7
» (5% Cr)	2,8	1,8	0,8	—	14,4	4,8	7,4
Никросилал	1,8	4,6	0,9	0,10	22,5	2,5	—
» (5% Cr)	2,1	4,9	0,9	0,05	22,8	4,6	—
Эндюрон	2,1	1,5	1,6	—	0,20	16,6	—
33 Cr	1,4	1,2	0,7	—	0,24	33,0	—
30 Cr, 10 Ni	1,1	1,8	0,6	—	9,40	29,6	—

Испытания в печной атмосфере проводили с учетом влияния смены циклов. Автор считает, что чугун силал — наиболее экономичный и имеет высокую окалиностойкость до 900° С. Из аусте-

нитных чугунов нирезисты с 14 и 22% Ni при температурах до 850° С показывали худшую стойкость, чем чугун силал. Ферритные чугуны с высоким содержанием хрома достаточно стойки до 1050° С. В атмосфере сернистых газов стойкость всех чугунов до 850° С примерно одинакова, выше 850° С ухудшилась окалиностойкость кремнистого чугуна.

В работе изучали окалиностойкость хромоникелевых сплавов с 14—26% Cr, 13—65% Ni, 0,27—0,44% C, 1,0—1,8% Si, 1,33—1,52% Mn и сплава (NA-22H) типа 26-46 с присадкой 5,3% W. Испытания проводили в условиях цикличности (1204—420° С) и при постоянных температурах в течение 500 ч. Очень хорошую окалиностойкость показал сплав с вольфрамом, у которого скорость окисления при постоянном нагреве при 1204° С в течение 500 ч не превышала 1,0 мм/год, а в условиях цикличности 1,5 мм/год. Сплав применяют в виде труб в печах радиационного отжига полосового железа. Эти трубы в течение семи лет успешно работали при 1093° С, температура труб достигала 1230° С. В установке эндотермических генераторов детали из сплава NA-22H работали при 1120—1150° С.

Благодаря повышенному содержанию углерода и присадке вольфрама сплав обладает более высокой жаропрочностью по сравнению с хромоникелевыми сталями. Для других литейных хромоникелевых сплавов установлены показатели окалиностойкости, приведенные в табл. 157.

ТАБЛИЦА 157. СКОРОСТЬ
ОКИСЛЕНИЯ СПЛАВОВ ПРИ 1093° С
В АТМОСФЕРЕ ВОЗДУХА

Марка сплава	Содержание, %		Скорость окисления, мм/год
	Cr	Ni	
НН	25	12	2,79
НТ	15	35	2,95
НК	25	20	1,86
НИ	12	60	2,13
НХ	18	65	0,89

Влияние молибдена

Молибден, соединяясь с кислородом, образует легкоплавкую и в то же время летучую окись MoO₃ с температурой плавления 795° С. Высокая упругость диссоциации паров окиси молибдена при высоких температурах и ее легкоплавкость служат причиной ускоренного окисления молибденсодержащих сталей.

Характер окисления хромоникелевой стали 20-20 без Mo и с 9% Mo виден из рис. 353.

Характерно, что сталь 20-20 без молибдена после 25-ч испытания при 1000° С почти не окислилась, вернее покрылась очень тонким слоем окалины, в то время как образец из этой стали с 9% Mo почти полностью состоял из пористой окалины. Жаро-

стойкость стали 20-20 понижается (рис. 354) с увеличением содержания молибдена [5].

Изучение микроструктуры пограничного слоя металл—окалина позволило установить, что окисление металла идет не по границам зерен, а равномерно по всему металлу.

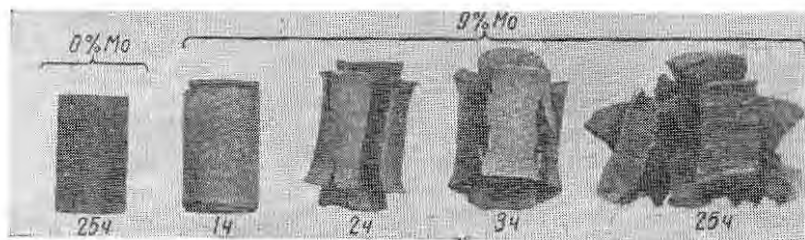


Рис. 353. Окисление стали 20-20 без молибдена и с 9% Mo через 1, 2, 3 и 25 ч при 1000° С

Появление губчатой хрупкой массы можно объяснить тем, что образующийся на поверхности сплава окисел MoO_3 возгоняется под тонкой пленкой других окислов, разрыхляя пленку, выпирая и образуя эту массу.

Окисел молибдена (MoO_3) имеет высокую упругость диссоциации, которую можно вычислить по формуле Келли [330, 331]:

$$\lg P = \frac{15 \cdot 100}{T} + 1,46 \lg T - 1,32,$$

где P — давление, at ;

T — абсолютная температура, °К.

Согласно этим данным, давление диссоциации у MoO_3 при 1000° С равно 0,25 at , а при 1150° С оно достигает 1 at .

Предполагается, что пары MoO_3 разрыхляют пленку окислов и сами начинают окислять металл по следующей схеме:

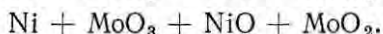
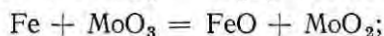
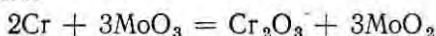
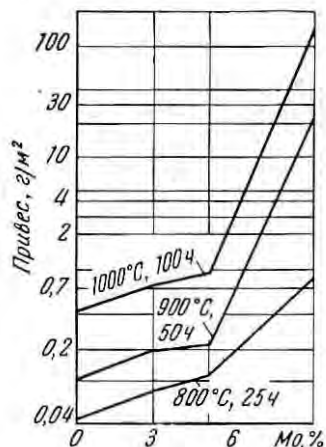


Рис. 354. Влияние молибдена на стойкость против окисления хромоникелевых сталей типа 20-20 при различных температурах



Доказательством того, что окисление может идти без доступа кислорода извне, является процесс окисления некоторых сталей в атмосфере чистого аргона, но в присутствии MoO_3 , следовательно, окисление идет за счет кислорода этого окисла.

Аналогичное влияние оказывает присадка ванадия к сталям или контакт его окислов с другими металлами.

Можно предположить, что высшие окислы молибдена диссоциируют при высоких температурах с образованием свободного кислорода, окисляющего металлы, и по существу окислы молибдена служат катализаторами реакций окисления. Это может быть причиной науглероживания (при бурном окислении) или обезуглероживания поверхностного слоя сплава, если скорости диффузии углерода будут отличаться от реакций окисления [330].

Однако некоторые исследователи с этим не соглашаются и считают, что причина ускоренного окисления — присутствие жидкой фазы [332]. Известно, что наличие жидкой фазы должно способствовать усиленному обмену между кислородом и металлом вследствие высоких скоростей диффузии, а поэтому не исключено и влияние этого фактора.

Отрицательное влияние окислов молибдена сказывается не только на сталях, в которых он содержится. Оно может сказаться и в тех случаях, когда окислы молибдена соприкасаются с другими жаростойкими сталями. Например, совместный нагрев в одной печи молибденсодержащих и других жаростойких сталей (18-8, 25-20 и нихром 80-20) вызывал ускоренное их окисление. Непосредственный контакт их необязателен, так как усиление окисления жаростойких сталей может идти через газовую среду. Летучие окислы молибдена осаждаются на жаростойких сталях, разрушают защитную пленку и тем самым способствуют усиленной местной или общей газовой коррозии.

Опыт показал, что усиленный газовый обмен (циркуляция в печах), способствующий удалению летучих окислов молибдена, понижает чрезмерное окисление сталей и сплавов. В тех случаях, когда окислы молибдена конденсируются или накапливаются в плохо вентилируемых местах печей, они способствуют усиленному разрушению сплавов (под воздействием газовой коррозии). Усиленное окисление возможно в печах, в которых раньше нагревали молибденсодержащие стали.

Для образования губчатой окалины необходимо присутствие молибдена и железа, а хром и никель задерживают этот процесс (см. дискуссию по работе [330]). Установлено, что в окалине содержится ~38% Fe, 10—15% Cr, 12—17% Ni и 1,4—2,4% Mo.

Усиленное окисление хромоникелевых сталей с молибденом наблюдается при содержании его больше 2%. В частности, интенсивно окисляются стали типа 16-25-6, S-588, S-590, N-155, 18-8 с Mo, 19-9DL и др. [333].

Повышение содержания хрома и никеля в сталях типа 16-25-6 способствует повышению сопротивления их ускоренному окислению. С увеличением содержания углерода жаростойкость этих сталей также несколько улучшается. Увеличение содержания молибдена до 10% и замена части его ванадием снижает жаростойкость. Отмечается, что сплав 16-25-6 в чистом воздухе хорошо

сопротивляется окислению при 1100—1150° С, а в присутствии MoO_3 усиленно окисляется.

Изучение хромоникелевых сталей типа 18-8 с 2,5% Мо и 25-20 с различным содержанием молибдена показало, что в начальный период наблюдается высокая жаростойкость, а затем наступает ускоренное окисление, которое продолжается до тех пор, пока весь металл не превратится в окалину. У стали 18-8 с 2,5% Мо защитная пленка образуется при температурах ниже 980° С, а у стали 25-20 с 3 и 6% Мо — ниже 1100° С.

Следует отметить, что испытания были недостаточно длительными (60 ч). По данным автора, сталь 18-8 с 2,5% Мо обладает высокой жаростойкостью до 850° С, а сталь 25—20 с 3% Мо — до 1050° С.

Примеры контактного влияния окислов молибдена и ванадия на жаростойкость хромоникелевых сталей при 840 и 950° С приведены в работе [334]. Испытания проводили на специальных образцах — шайбочках, у которых в сердцевине высверливали на небольшую глубину отверстия и заполняли соответствующими окислами.

Наиболее сильное влияние оказывают окислы ванадия, так как они имеют более низкую температуру плавления, чем окислы молибдена. По этой причине все стали оказались неустойчивыми после испытания их в контакте с V_2O_5 при 840° С.

Следует особо подчеркнуть, что в *нихромовых сплавах молибден оказывает совершенно иное влияние, чем в хромоникелевых сталях.*

Установлено, что в присутствии железа окисление молибденсодержащих нихромовых сплавов значительно ускоряется (см. гл. XXVI).

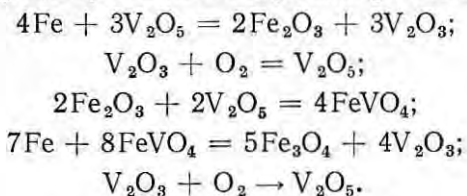
Влияние ванадия

Ванадий, соединяясь с кислородом, образует три типа окислов с различными температурами плавления: V_2O_3 (1970° С), V_2O_4 (1637° С) и V_2O_5 (658° С).

Присадка ванадия к жаропрочным и жаростойким сплавам резко ухудшает их жаростойкость (рис. 355). При окислении на поверхности сплавов образуются очень рыхлые слои окислов, которые не предохраняют металл от дальнейшего окисления; пористость и рыхлость тем больше, чем больше содержание ванадия в стали.

Как видно из рис. 355, образцы хромоникелевой стали 20-20, не содержащие ванадия, покрываются очень тонкой пленкой окислов, прочно держащейся на ней, в то время как образцы этой стали с ванадием имеют очень рыхлую окалину [5]. По характеру процесс окисления ванадийсодержащих сталей следует отнести к ускоренному или катастрофическому [330, 335].

При контакте железа или стали с пятиокисью ванадия в присутствии кислорода протекают следующие реакции:



Следовательно, окислы ванадия, находясь в контакте с металлом, реагируют с ним, окисляя его до высших окислов, а обра-

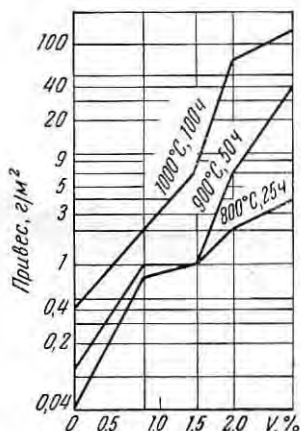
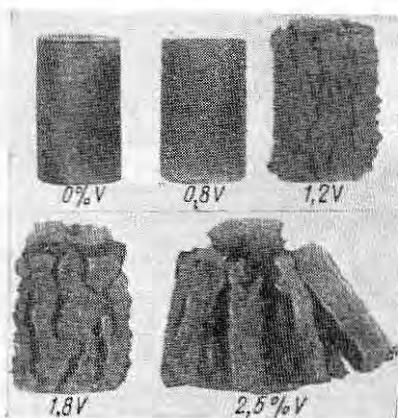


Рис. 355. Влияние ванадия на жаростойкость хромоникелевой стали типа 20-20: вид образцов после 50-ч нагрева при 1000° С (цифры — примерное содержание ванадия) и изменение массы при нагреве

зующаяся трехокись ванадия снова окисляется до его пятиокиси. По существу окислы ванадия — переносчики кислорода. Резкое ускорение окисления в присутствии ванадия связано с тем, что пятиокись ванадия становится жидкой или полужидкой, а это ускоряет диффузионные процессы в поверхностных слоях и способствует быстрому переносу кислорода.

Анализ химического состава окалины показал, что в ней нет слоя, обогащенного жаростойким окислом Cr_2O_3 . В составе окалины ванадийсодержащих сплавов преобладают окислы железа.

По данным автора, ванадий наиболее сильно снижает жаростойкость при содержании $> 1\%$. Стали с высоким содержанием ванадия, предназначенные для работы при высоких температурах (750—900° С), подлежат никелированию или алитированию [9].

Ускорению окисления способствуют примеси сульфитов, двуокиси серы и др.

Изучение взаимодействия пятиоксида ванадия с другими окислами [336] показало, что только трехокись алюминия (Al_2O_3) и двуокись титана (TiO_2) устойчивы [в контакте с пятиокисью ванадия; остальные окислы либо реагируют с ней при высоких температурах, либо растворяются в ней. Образующиеся при этом ванадаты железа и никеля являются активными окислителями. Ванадат хрома ($CrVO_4$) слабо реагирует с никелем, хромом и железом и поэтому в какой-то степени способствует некоторому

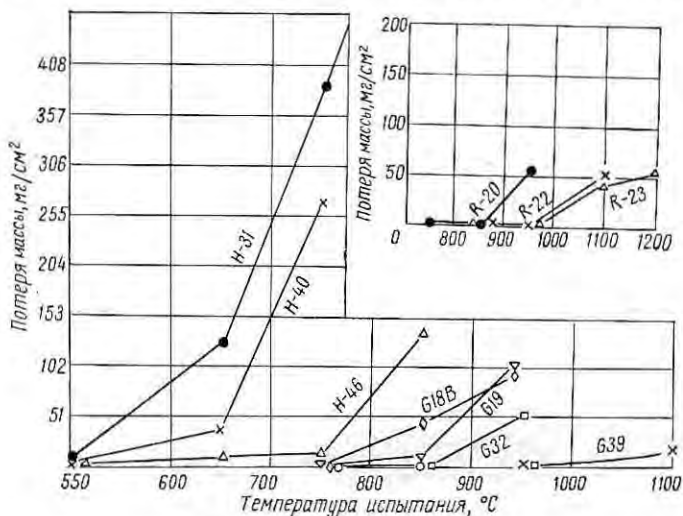


Рис. 356. Кривые изменения жаростойкости английских сталей и сплавов в атмосфере воздуха в зависимости от температуры испытания (за весь период). Продолжительность испытания 280 ч

повышению стойкости жаропрочных сплавов против ускоренного окисления в присутствии окислов ванадия. Однако стойкость жаропрочных сплавов, содержащих хром и другие элементы, значительно ниже в присутствии ванадия, чем без него.

В работе [337] изучали сопротивление окислению некоторых английских газотурбинных сплавов, в состав которых в достаточно большом количестве входят ванадий, молибден, вольфрам, ниобий, тантал и титан. Испытания на газовую коррозию проводили в среде неподвижного и циркулирующего воздуха, а также с образцами, покрытыми обмазкой из пятиоксида ванадия и без нее. Результаты испытаний приведены на рис. 356.

Низколегированные стали Н-31, Н-40 имеют небольшое сопротивление окислению. Сталь Н-46, содержащая 12% Cr, обладает высоким сопротивлением окислению до 750°С, что вполне достаточно для применения ее в деталях компрессора и газовых турбинах в виде лопаток и дисков.

Аустенитные стали без легирующих присадок (R-20, R-22 и R-23) обладают достаточно высоким сопротивлением окислению, которое определяется содержанием в них хрома и никеля. Сложнолегированные сплавы G-18, G-19, G-32, G-39 в атмосфере воздуха также отличаются высокой жаростойкостью, которая в основном обусловлена легированием хромом и никелем, но эта жаростойкость ниже, чем у аустенитных сталей [337].

В табл. 158 показано влияние ванадия, ниобия, вольфрама и титана на окислительную стойкость сплава, содержащего 0,5% С, 20% Cr, 20% Ni и 20% Co при 950° С (70 ч) в атмосфере неподвижного и циркулирующего воздуха. Как видно, легирование ванадием очень сильно уменьшает окислительную стойкость сплава [337].

ТАБЛИЦА 158. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И УСЛОВИЙ ИСПЫТАНИЯ СПЛАВА С 0,5% С, 20% Ni, 20% Cr, 20% Co НА ОКИСЛИТЕЛЬНУЮ СТОЙКОСТЬ ПРИ 950° С В ТЕЧЕНИЕ 70 Ч

Содержание карбидообразующего элемента, %	Окислительная стойкость, мг/см ²		Содержание карбидообразующего элемента, %	Окислительная стойкость, мг/см ²	
	в атмосфере циркулирующего воздуха	в атмосфере неподвижного воздуха		в атмосфере циркулирующего воздуха	в атмосфере неподвижного воздуха
—	2	3,3	6,4Nb	8,1	20,6
2,0V	41,8	44,5	1,9W	3,5	3,1
4,4V	63,6	77,4	4,5W	5,3	4,4
9,0V	192	466,5	9,7W	2,7	3,7
2,2Nb	4,4	2,2	2,9Ti	5,0	2,7
4,2Nb	7,6	4,4			

На рис. 357 по данным автора показано изменение жаростойкости нескольких хромоникельмарганцевистых сталей с присадками ванадия, вольфрама и молибдена от температуры испытания.

Сталь типа 14-8-6 с 0,45% С, 1,65% V, 1,5% Si и 0,70% Mo (марки ЭИ388) показала удовлетворительную жаростойкость до 750—800° С; при более высокой температуре она сильно окислялась. Никелирование значительно повысило жаростойкость и эксплуатационную надежность лопаток газовых турбин. Другие сложнолегированные стали, содержащие более 2% V, окислялись выше 800° С более интенсивно с образованием очень рыхлой окалины.

Корнелиус [338] изучал влияние ванадия (до 3%) в хромоникелевых клапанных сталях типа 18-9 с повышенным содержанием углерода (0,28—0,42%) и кремнием (~1,7%), в стали типа 14-14 с тем же содержанием углерода и ванадия, а также в хромомарганцевой стали типа 13-22 с повышенным содержанием кремния (2,5%) и таким же содержанием углерода.

Результаты испытаний показали, что присадка 3% V к сталям типа 18-9 и 13-22 не оказывает влияния на их жаростойкость при 875° С в течение около 100 ч.

При температурах испытания 950 и 1050° С наблюдается сильное уменьшение жаростойкости с повышением содержания ванадия.

Жаростойкость стали типа 14-14 при всех температурах испытания ухудшается.

Испытания сталей указанных серий при 925° С в течение 1 ч в контакте с окисью свинца (PbO) показали [391], что у хромо-

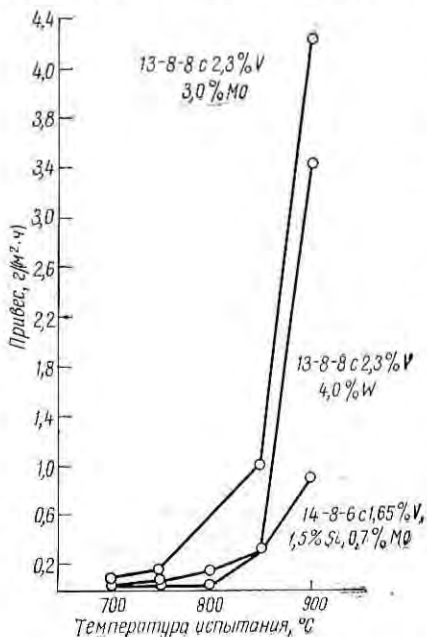


Рис. 357. Изменения кривых жаростойкости хромомарганцевоникелевых сталей с ванадием и другими присадками. Длительность испытания 100 ч

Во время этих испытаний сплавы на железной основе показали наименьшую стойкость: ЭИ481 — 4,5 мм/год, ЭИ612 — 0,9 мм/год, ЭИ417 — более 9,1 мм/год. Сплавы на никелевой основе марок ЭИ607 и ЭИ437Б оказались более стойкими.

Испытания на длительную прочность образцов указанных сталей в контакте с ванадийсодержащей средой при 700° С позволили установить, что пределы 1000-ч прочности резко снижаются по сравнению с пределами, определенными при испытании в воздушной среде.

Ванадиевая коррозия наблюдается при сжигании урало-волжских нефтей и мазутов. Последние содержат около 0,006—0,014% V и 2,0—3,0% S. В работах [339—341] изучали коррозионную стойкость жаропрочных сплавов марок ЭИ481, ЭИ607 и ЭИ437Б при 730° С в условиях действия различных смесей с разным содержанием пятиоксида ванадия. Смесь, содержащую 41,6% V₂O₅, 11,2% Na₂SO₄, 16,0% Al₂O₃, 16% Fe₂O₃, 7,2% SiO₂, 6,4% NiO, 1,6% CuO и приближающуюся по составу к золе урало-волжских мазутов, наносили на охлажденные образцы через 12,5—25 ч после их испытания при 700—730° С общей продолжительностью 500 ч.

Влияние низкоплавких окислов, золы, смесей окислов и солей на жаростойкость сталей и сплавов

Кроме летучих окислов молибдена и легкоплавких окислов ванадия, отрицательное влияние на жаростойкость жаропрочных сплавов оказывают соли и окислы некоторых металлов (BiO_3 , PbO , WO_3 , KF , $\text{V}_2\text{O}_5 + \text{MoO}_3$, $\text{V}_2\text{O}_5 + \text{NiO}$ и др.), а также остатки золы, получаемой при сгорании некоторых сортов тяжелого топлива.

Температуры плавления окислов и их смесей приведены в табл. 159: состав золы, полученной при сгорании тяжелого топлива, приведен ниже:

Окисел	V_2O_5	NiO	SO_3	Na_2O	Fe_2O_3	Al_2O_3	CaO	Остаток
Количество, %	66,6	8,7	12,8	5,2	1,8	1,5	0,8	1,3

За исключением окислов хрома и алюминия, все окислы легкоплавки. Это усиливает диффузионный обмен между металлом и воздухом и способствует очень быстрому окислению.

В работе [86] изучали окалиностойкость другой группы жаропрочных и окалиностойких сплавов в атмосфере спокойного воздуха печи и в атмосфере с добавкой пятиоксида ванадия в количестве 1 мг/см^2 через каждые 24 ч.

Испытания проводили при 850°C в течение 284 ч.

Наиболее высокую жаростойкость в печи в атмосфере спокойного воздуха показали сплавы: нихром 80-20, типа брайтрей S-80-20, применяемый для наплавки фасок и доньшек клапанов поршневых двигателей, и нихром с 20% Cr и 4% Al. Сплав инконель, широко используемый за рубежом для изготовления жаровых труб камер сгорания, также имел высокую жаростойкость.

В атмосфере печи с добавкой пятиоксида ванадия высокую жаростойкость показали сплавы на никелевой основе: нимоник 75, брайтрей S-80-20, нихром с 20% Cr и 4% Al и инконель (рис. 358).

В дискуссии [86, с. 345—360] о влиянии топлива на стойкость изготовленных из сплава G-18В лопаток стационарных газовых турбин мощностью 20 тыс. квт указывается, что применение топлива, содержащего пятиокись ванадия, приводит к очень сильной газовой коррозии. Мазут при сгорании содержал 1,9% S и образовавшаяся зола в количестве 0,047% состояла из 67,2% V_2O_5 ,

ТАБЛИЦА 159. ТЕМПЕРАТУРА ПЛАВЛЕНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ОКИСЛОВ И ИХ СМЕСЕЙ

Окисел	Температура окисления, $^\circ\text{C}$	Смесь окислов	Температура плавления, $^\circ\text{C}$
V_2O_5	670	$\text{V}_2\text{O}_5 + \text{MoO}_3$	720—610
MoO_3	795		
BiO_3	820	$\text{V}_2\text{O}_5 + \text{NiO}$	1275—635
KF	880		
PbO	888		
WO_3	1473		

6,0% NiO, 0,6% Fe₂O₃, 1,5% Na₂O, 3,2% CaO, 7,8% SO₃ и 0,7% неустановленных составляющих.

После работы на лопатках I и II ступеней был нагар состава, приведенного в табл. 160.

Нагар на лопатках I ступени содержал меньше окислов щелочных металлов, чем при более низкой температуре (550° С) на лопатках II ступени.

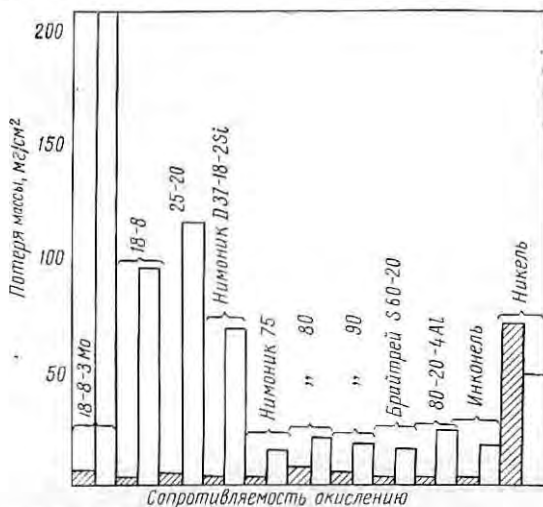


Рис. 358. Жаростойкость сплавов при температуре 850° С и длительности испытания 284 ч:

заштрихованные столбики — спокойный воздух, незаштрихованные — атмосфера с добавкой 1 мг/см² V₂O₅ через каждые 24 ч

При использовании топлива с 1,85% S, 0,035% золы и содержащего меньшее количество пятиоксида ванадия, нагара образовалось меньше, а зола содержала 39,0% V₂O₅, 9,6% NiO, 2,6%

ТАБЛИЦА 160. СОСТАВ, %, НАГАРА НА ЛОПАТКАХ

Соединение	Лопатки I ступени, 650° С	Лопатки II ступени, 550° С	Соединение	Лопатки I ступени, 650° С	Лопатки II ступени, 550° С
C	0,21	0,69	V ₂ O ₅	48,61	50,85
SiO ₂	7,96	5,97	NiO	6,01	4,23
Fe ₂ O ₃	14,20	1,60	SO ₃	7,34	21,21
CaO	4,21	4,48	NaO+K ₂ O	5,62	9,08
MgO	Следы	Следы	H ₂ O	0,34	0,52
Cr ₂ O ₃	3,8	0,01			

Примечание. Температура плавления налета на лопатках I ступени 780° С (налет грязно-коричневый); на лопатках II ступени 690° С (налет желтый).

Fe_2O_3 , 26,5% Na_2O , 2,4% CaO , 14,3% SO_3 и 5,6% неопределенных составляющих.

Пятиокись ванадия и соли щелочных металлов образуют очень вязкую пасту, которая, оседая на поверхности лопаток в виде нагара и реагируя с металлом, очень сильно его разрушает.

В работе [86, с. 359] изучали влияние окислов, их смесей и солей на усиленное окисление хромистых и хромоникелевых сталей типа X13, 18-8 с Nb, 25-20 и нихрома 80-20. Лучшая стойкость наблюдалась у нихрома 80-20 при всех четырех вариантах испытаний.

Опытами, проведенными с армо-железом в контакте с образками различных окислов и солей (H_3BO_3 , KF, V_2O_5 , MoO_3 , PbO, V_2O_5) при 930°C , также установлено усиленное окисление железа; только борная кислота не дала столь резкого эффекта.

В практике США известны случаи катастрофически быстрого разрушения опор топки корабля, изготовленных из стали 25-20 при применении нефти, содержащей пятиокись ванадия.

Лопатки газовых турбин также усиленно разрушаются при работе на нефти, содержащей ванадий (венесуэльская нефть). Вместе с тем отмечается, что контакт жаростойких сталей с золой, содержащей ванадий, вызывает более сильное окисление, чем контакт с чистой пятиокисью ванадия. Скорость коррозии сталей, находящихся в контакте с легкоплавкими окислами, сильно увеличивается с повышением температуры.

Применение австрийского синтетического топлива на некоторых двигателях в СССР также было причиной некоторого ухудшения жаростойкости деталей камер сгорания, изготовленных из никелевых сплавов ЭИ602 и ЭИ435. Вопросы борьбы с газовой коррозией в среде, содержащей окислы ванадия и другие соли, освещены в литературе [332, 342—346].

Изучение [49, с. 263] покрытий, наносимых на сталь ЭИ417 с целью повышения ее стойкости против газовой коррозии в условиях воздуха и контакта с золой, содержащей 10 и 41% V_2O_5 , при 730°C показало, что наиболее высокой стойкостью обладают силицированные образцы. У алитированных и алюминио-силицированных образцов сопротивление разрушению более низкое. Характерно, что силицированные образцы при резком охлаждении с 1150°C в воде трещин не дают.

Борьбу с разрушающим действием ванадия, присутствующего в тяжелых и легких топливах, ведут по следующим направлениям:

1. Удаление ванадийсодержащих компонентов из топлива. Наряду с ванадием стремятся также удалить из топлива натрийсодержащие компоненты. При пропуске топлива при повышенном давлении и температуре $345\text{—}355^\circ\text{C}$ через бокситы в отсутствие водорода удаляется натрий, в присутствии водорода — ванадий. Это достигается также контактированием с окислами титана, алюминия или фулеровой землей в присутствии водорода.

Наиболее эффективный, но дорогой способ удаления указанных элементов — перегонка или крекинг.

2. Добавление к топливу, содержащему ванадий и натрий, магния, кальция, алюминия, железа. Однако эффективные результаты еще не получены.

3. Применение восстановительных атмосфер (неполное сгорание топлива). В результате уменьшаются скорости окисления сплавов в присутствии окислов ванадия.

4. Легирование жаропрочных сталей хромом, алюминием, кремнием и титаном, а также хромирование или силицирование их. При этом повышается стойкость сталей против ванадиевой коррозии при повышенных температурах.

5. Азотирование или науглероживание диффузионного слоя элементами, образующими стойкие нитриды или карбиды.

6. Применение хромоникелевых сплавов с высоким содержанием хрома типа 60-40 (литье) и 50-50 (деформированный материал).

Влияние вольфрама

Присадка вольфрама к стали оказывает влияние, аналогичное присадке молибдена, способствуя образованию очень пористой окалины. Но поскольку температуры плавления и испарения окиси вольфрама более высокие, понижение жаростойкости у вольфрамсодержащих сталей проявляется при более высоких температурах.

Присадка вольфрама к хромистым и хромоникелевым жаростойким сталям не вызывает больших изменений в жаростойкости, если детали работают при умеренных температурах. При температурах выше $900-1000^{\circ}\text{C}$, что зависит от содержания хрома, присадка вольфрама начинает отрицательно сказываться на жаростойкости, причем тем сильнее, чем выше температура (рис. 359) [9].

Нагрев сталей типа 20-20 в течение 100 ч до 1000°C не вызывает каких-либо изменений в жаростойкости, несмотря на введение больших количеств вольфрама. У клапанных сталей и кобальтового стеллита, в которых содержание вольфрама колеблется от 2 до 5% и которые работают при умеренных температурах ($700-900^{\circ}\text{C}$), разница в сопротивлении окислению настолько невелика, что практически ее трудно установить.

По данным Шейля и Кивит [348], окись вольфрама имеет более высокую точку испарения, чем окись молибдена. Кроме того, в присутствии железа, начиная с 400°C , в сталях образуются нелетучие соединения FeO , WO_3 , повышающие жаростойкость.

При нагреве стали с 4% W до 1100°C в слое окалины значительно увеличивается содержание вольфрама, однако защитного действия вольфрама не наблюдается. При 1100°C наблюдалось резкое увеличение количества окалины и обогащение ее ванадийсодержащим соединением на границе с железом.

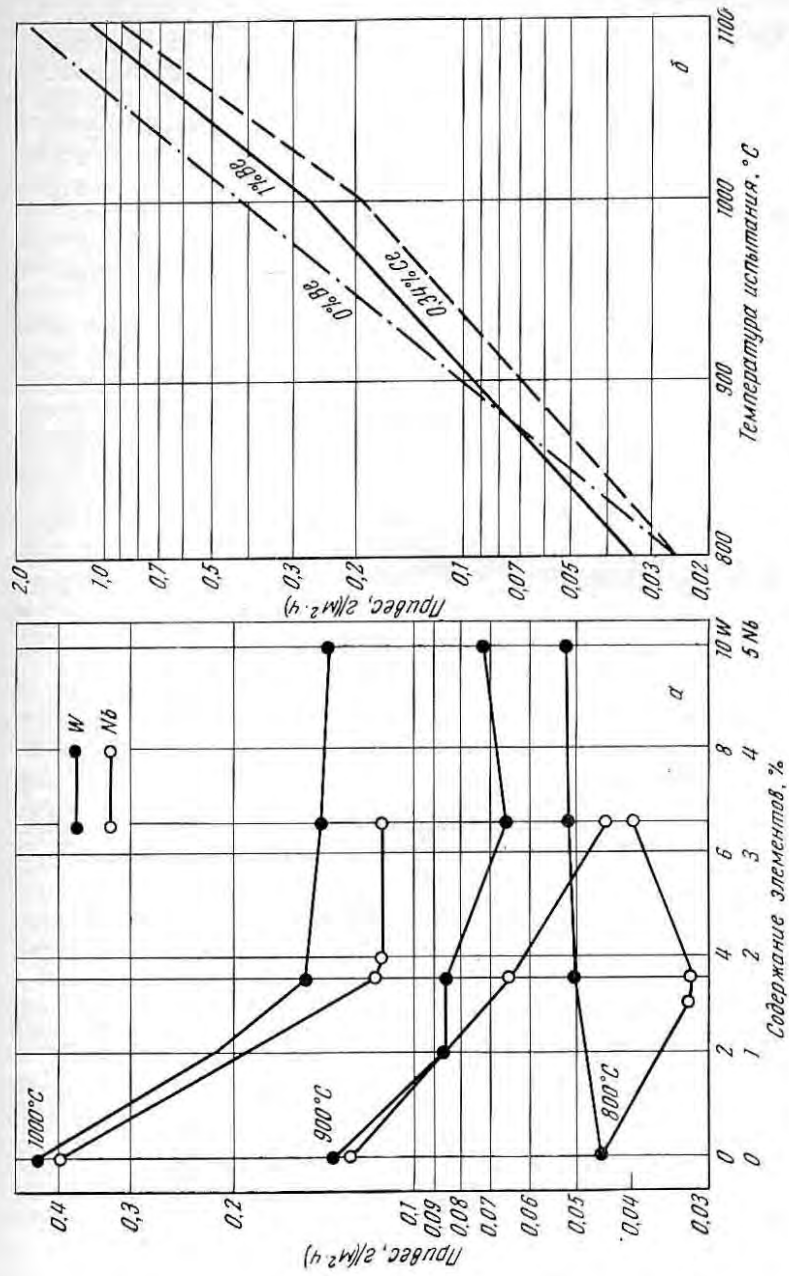


Рис. 359. Влияние вольфрама и ниобия (а), церия и бериллия (б) на жаростойкость хромоникелевой стали типа 20-20 при различных температурах испытания. Длительность испытания 100 ч

Влияние ниобия

Ниобий окисляется очень сильно, образуя на поверхности несколько окислов, состав которых точно не установлен. Не определены также их структуры и взаимодействие. Предполагается, что окисная пленка на поверхности ниобия состоит из окислов NbO_2 и Nb_2O_5 . Установлено, что окисление ниобия в кислороде и нагрев в азоте (образование слоя нитридов) контролируется параболической зависимостью.

При изучении стойкости против окисления на воздухе при $1250^\circ C$ сплавов систем $Cr-Nb-W$, $Nb-Cr$ установлено, что окисные пленки легко отпадают при охлаждении образцов. У сплавов $Nb-Cr$ окисные пленки более стойки против окисления, когда содержание ниобия примерно соответствует образованию соединения типа $NbCr_2$, однако они неплотно держатся на поверхности металла.

Жаростойкость хромоникелевых сталей типа 20-20 с увеличением содержания ниобия несколько повышается (рис. 359), однако приписать это влияние только ниобию было бы рискованно, так как вместе с феррониобием в сталь вводили примеси кремния и алюминия [9].

Влияния ниобия на жаростойкость других сплавов при введении его до 4% не обнаружено.

Влияние церия

На воздухе церий очень сильно окисляется при умеренных температурах, а при $320^\circ C$ начинает сгорать. При $30-125^\circ C$ окисление церия следует параболическому закону, выше $125^\circ C$ — линейному.

Церий образует два окисла типа Ce_2O_3 и CeO различной плотности; при низких температурах — более плотный окисел Ce_2O_3 , а при повышенных — пористый окисел типа CeO .

Константа скорости окисления K при параболическом ходе кривой равна $10^{-13} \text{ см}^{-4} \cdot \text{мин}^{-1}$, а энергия активации $Q = 12 \text{ ккал/моль}$.

В работе [310] изучали влияние малых добавок церия на срок службы нихромов, ферронихромов и 30%-ной хромистой стали.

Автор [9] изучал влияние церия на жаростойкость хромоникелевых сталей типа 20-20. Установлено (рис. 359), что присадка $\sim 0,35\%$ Се к сталям с различным содержанием углерода (0,08%, 0,50%) повышает жаростойкость.

У сталей с 0,5% С наблюдаются несколько большие изменения массы, чем у стали с 0,08% С. Осмотр образцов показал, что образцы с присадкой церия имеют хорошую ровную поверхность и окалина на ней держится плотно.

На рис. 359 показано влияние присадки церия и бериллия на жаростойкость стали типа 20-20; при температурах выше $900^\circ C$ она несколько повышается.

Влияние бериллия

Изучение окисления металлического бериллия в кислороде и азоте, выполненное с помощью чувствительных весов, позволило установить, что на его поверхности образуется тугоплавкий окисел типа BeO или нитрид типа Be_3N_2 . Ход кривых окисления имел почти параболический характер и скорости окисления были очень невысоки. Это означает, что окисел бериллия обладает защитными свойствами, которые проявляются не только на собственно бериллий, но и при введении его в сплавы в качестве легирующего элемента. Следует отметить, что из щелочных металлов только бериллий имеет объемное соотношение окислов более единицы (1,68), указывающее на благоприятный характер образования защитных окислов.

Наличие окисных пленок BeO на бериллии оказывает сильное влияние на его испарение, которое зависит от их плотности. Нитриды бериллия на испарение не влияют. Образующиеся на поверхности металла пленки имели окраску.

Защитные свойства окислов бериллия М. Я. Львовский использовал для повышения жаростойкости победитовых шариков, спеченных из карбидов вольфрама, и предохранения их от окисления при замере твердости при высоких температурах (до 900°C).

Автор с сотр. установил, что введение бериллия в жаропрочные стали и сплавы в ряде случаев повышает их стойкость против окисления. Однако присадка бериллия к хромоникелевым сталям в больших количествах нежелательна, так как способствует образованию легкоплавких ($t_{\text{пл}} \approx 1150^\circ\text{C}$) эвтектик по границам зерен. При перегреве (выше этой температуры) на образцах иногда оставалась оболочка из тугоплавких окислов бериллия, легкоплавкий сплав вытекал или оставался в оболочке, а образец превращался из деформированного в литой [9].

Увеличение стойкости сплавов против окисления при легировании их бериллием в количестве до 4% рассматривается в работах [349].

У стали 20-20 с присадкой 1% Be при 1000 и 1100°C изменение массы примерно в два раза меньше, чем у стали 20-20 без бериллия [9].

Присадка бериллия к нихромам типа 80-20 и ферронихромам 60—18,5 Fe несколько увеличивает срок службы нагревательных элементов, однако действие его в нихромах и ферронихромах неодинаково.

Влияние марганца

Металлический марганец очень хрупок, что очень сильно затрудняет исследование окисных пленок. Согласно данным [350], при окислении на его поверхности образуются окислы:

MnO (зеленого цвета), Mn_3O_4 , Mn_2O_3 и MnO_2 (черного), MnO_3 и Mn_2O_7 (красного). Последние два окисла существуют только при высоких температурах и распадаются при относительно низких. При 400—500° С в слое обнаруживается черно-серая фаза окислов Mn_3O_4 ; окисел MnO наблюдается при 600—900° С; располагается он между металлическим марганцем и слоем окислов Mn_3O_4 в виде тончайшего слоя, толщина которого увеличивается с повышением температуры.

Поведение окислов марганца во многом сходно с поведением окислов железа. Закись марганца образует с закисью железа ряд непрерывных твердых растворов; в соединении $FeO \cdot Fe_2O_3$ и закись, и окись железа могут полностью замещаться окисью марганца.

Кроме того, при окислении не наблюдается обогащения окислов железа марганцем, а также уменьшения их содержания в слоях окарины. Только при очень высоком содержании марганца (~45%) имеется небольшая разница в содержании марганца во внешнем и внутреннем слоях окарины [348].

Марганец оказывает несколько отрицательное влияние на сопротивление окислению легированных хромистых и хромоникелевых жаростойких сталей, образуя более рыхлую и легко отскакивающую окалину, особенно когда содержание его более 10%. В сталях с меньшим содержанием марганца, порядка 6%, отрицательное его влияние незначительно и легированием можно достигнуть вполне удовлетворительной жаростойкости.

Автор с соотр. изучал влияние легирования на жаростойкость хромомарганцевоникелевых сталей типа 12-17-3, 13-8-8 и 13-10-10 (см. [9]).

Установлено, что присадки легирующих элементов в ряде случаев действуют не так, как в хромистых сталях. Например, увеличение содержания ванадия в стали 12-17-3 при 700° С несколько улучшает жаростойкость, а при 800 и 900° С мало ее изменяет по сравнению с такой же сталью без ванадия. В отношении влияния молибдена, вольфрама и титана получены аналогичные результаты.

ЖАРОСТОЙКОСТЬ НИКЕЛЕВЫХ И КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ

ЖАРОСТОЙКОСТЬ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Никель обладает значительно лучшей, чем железо, жаростойкостью в окислительной атмосфере при высоких температурах [352]. Окисление никеля идет значительно медленнее и подчиняется параболическому закону [311].

В кислороде, в парах воды и синтетическом аммиаке никель достаточно стоек против коррозии до 900°C [352]. Только в атмосфере сернистого газа никель недостаточно стоек, причем наибольшая коррозия в этой среде наблюдается при 800°C .

Присадка никеля к хромистым сталям улучшает их жаростойкость, однако решающее влияние на сопротивление газовой коррозии этих сталей оказывает все же содержание хрома (см. рис. 347, 348).

При окислении никеля в интервале $300\text{--}700^{\circ}\text{C}$ на поверхности его образуется только один окисел — NiO со структурой, подобной вюстити. Однако в отличие от вюstitа окисел NiO в большей мере затрудняет диффузию ионов никеля, так как в его решетке почти нет вакансий.

Продукты окисления никеля могут содержать избыток кислорода, который легко удаляется при нагреве в вакууме. Отклонения от стехиометрического соотношения для состава NiO очень незначительны.

При высокотемпературном окислении [353] на никеле можно наблюдать два слоя: внутренний — светло-зеленый, рассыпчатый и внешний — темно-зеленый, хорошо пристающий. Поверхность раздела между этими слоями резкая и блестящая. Оба слоя состоят из окислов типа NiO и различаются количеством абсорбированного кислорода. Установлено, что если нагревать окись никеля стехиометрического состава в атмосфере кислорода, то она абсорбирует его и приобретает темно-зеленую окраску.

В. И. Архаров [317] считает, что диффузионный процесс окисления никеля происходит не вследствие движения ионов никеля к поверхности окалина, а в результате диффузии атомов кислорода по междоузлиям. Различный химический состав металлических ионов в решетке FeO и NiO обуславливает их различную стойкость в отношении диффузии и различную энергию разрыхления.

Имеются указания [320, 354], что на никеле образуется окисел типа шпинелей Ni_3O_4 с кубической решеткой, но он неустойчив и при 450°C начинает разлагаться. Однако в тонких слоях окалина, которые исследовались методом электронной дифракции,

этот окисел не обнаруживается. Не исключена возможность, что в условиях контакта с металлом и в тонких слоях он неустойчив.

Изучение жаростойкости никеля позволило установить, что она в очень сильной степени зависит от степени чистоты самого никеля и технологии его рафинирования [355]. В окислительной среде никель обладает достаточно высокой жаростойкостью до 1000°C и в отдельных случаях до 1150°C . С уменьшением чистоты никеля жаростойкость его значительно понижается, при этом окисление идет неравномерно, преимущественно по границам зерен.

Никель обладает большой склонностью к растрескиванию под напряжением в агрессивных средах. Снятие напряжений (наклепа) с помощью нагрева устраняет эту склонность [356].

Следует отметить, что никель и его сплавы обладают высоким комплексом механических свойств при температурах жидкого воздуха и поэтому их применяют при изготовлении холодильного оборудования. В восстановительной атмосфере, не содержащей серы, никелевые изделия могут работать до 1200°C .

Присутствие серы в продуктах сгорания топлива резко снижает сопротивление никеля газовой коррозии. В окислительной среде в этих случаях никель нельзя применять, если температуры выше 550°C , а в восстановительной среде, содержащей сероводород, если они выше 260°C .

Резкое уменьшение стойкости никеля при высоких температурах в средах, содержащих серу в повышенных количествах, связано с образованием легкоплавкой сульфидной эвтектики $\text{Ni}-\text{Ni}_3\text{S}_2$, которая быстро распространяется по границам зерен и приводит к разрушению изделия.

Жаростойкость сплавов никеля с хромом

Введение хрома в никель и его сплавы сильно повышает их стойкость против окисления при высоких температурах. На рис. 360 и 361 приведены температурные зависимости окисления никеля, хрома и их сплавов [357] (см. также рис. 347). Как видно из рисунков, с увеличением содержания хрома в никеле повышается сопротивление коррозии при всех указанных на диаграмме температурах. Максимальная жаростойкость наблюдается при содержании хрома около 40%. Металлический никель и хром значительно менее жаростойки, чем их сплавы.

Механизм окисления нихромовых сплавов изучали неоднократно [357—365, 2, 159, 274, 309]. Высокую жаростойкость у нихромов объясняют тем, что окисная пленка при высоких температурах обогащается окислами хрома типа Cr_2O_3 и создается барьер, препятствующий диффузии ионов никеля и кислорода через пленку.

При низких температурах нагрева (300—400° С) на нихrome 80-20 обнаружены окислы никеля типа NiO; выше 500° С окисная пленка в основном состоит из оксида хрома Cr₂O₃.

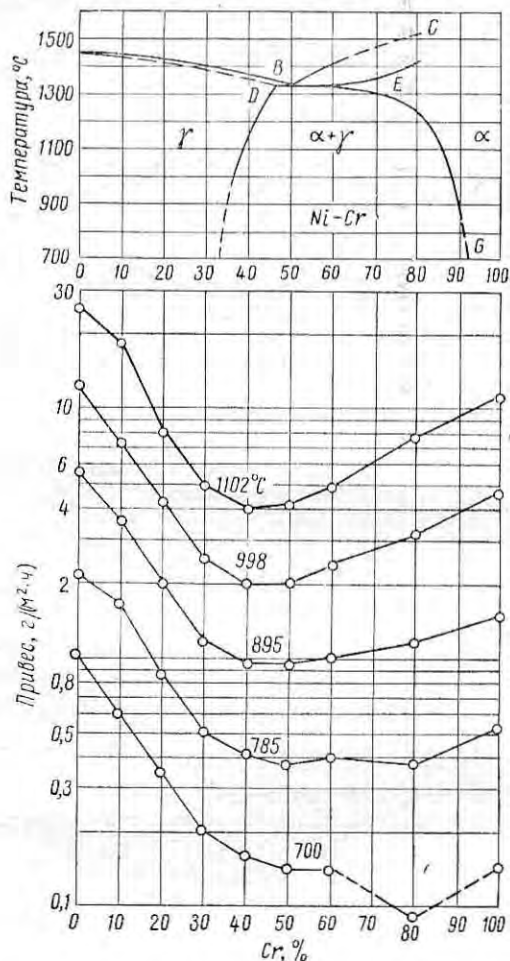


Рис. 360. Влияние содержания хрома в его сплавах с никелем на окисление при различных температурах в сопоставлении с диаграммой состояния системы Ni—Cr

Имеются указания, что окись никеля в очень небольшом количестве входит в решетку оксида Cr₂O₃, образующегося на нихrome при температурах выше 500° С. Так, Кварел [359] указывает, что образующаяся окисная пленка относится к типу шпинелей NiO·Cr₂O₃. Эту разницу следует объяснить тем, что в первом

случае структура пленки определялась в очень тонких слоях, во втором — в толстых слоях.

Интересно, что в никельхромжелезном сплаве типа 79-14-7 при окислении его до 600°C , несмотря на малое содержание железа, обнаружен окисел типа шпинелей.

Хикман [360], изучая окисные пленки на нихромовом сплаве типа 80-20, определил электронографически наличие фазы NiO

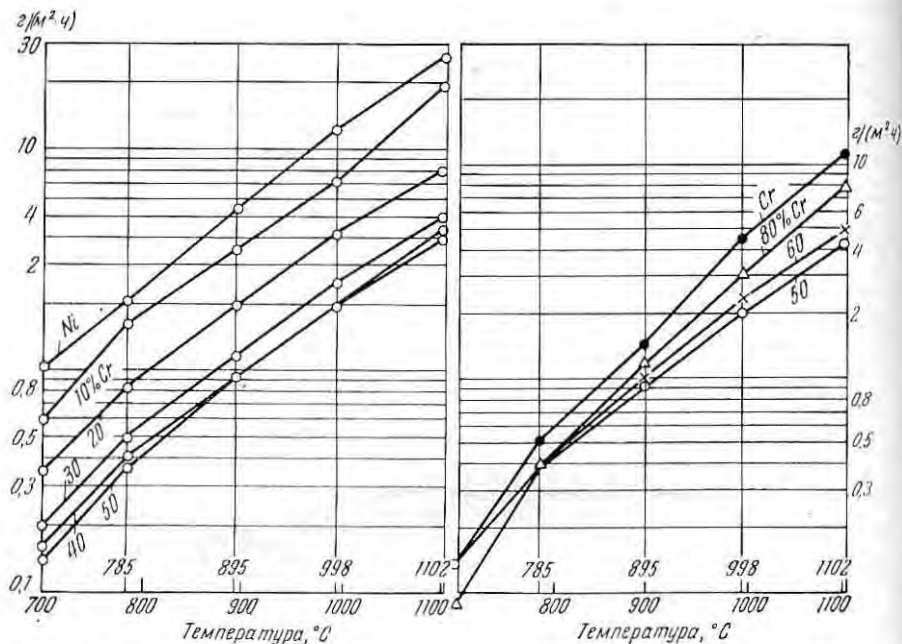


Рис. 361. Температурная зависимость скорости окисления никеля и никельхромистых сплавов с различным содержанием хрома (а), а также хрома и его сплавов с никелем (б)

в поверхностном слое при низких температурах окисления, а в толстых слоях окислов, образовавшихся при более высоких температурах, обнаружил фазу типа кубической шпинели.

Кроме того, при высоких температурах в толстых слоях окислов найдено небольшое количество фазы с ромбоэдрической решеткой типа $\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$.

По всей вероятности, в первые моменты окисления состав окисной пленки определяется составом сплава, а поэтому преобладающим окислом должен быть NiO с характерной для него кристаллической решеткой вместо ожидаемого вследствие присутствия хрома окисла типа шпинели $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$. Так как толщина пленки в момент ее образования очень мала, разница в коэффициентах диффузии никеля и хрома через окисел не существенна. Во вну-

треннем слое накапливается слой новой фазы NiO, выделяющейся из пересыщенного твердого раствора NiO в NiO·Cr₂O₃. Таким образом, в первые моменты окисления и при низких температурах на поверхности нихрома образуются два слоя: внутренний, состоящий из твердого раствора NiO в NiO·Cr₂O₃, и внешний — только из NiO.

После того как пленка достигает определенной величины и процессы диффузии через нее начинают определять дальнейший ход окисления, большая скорость диффузии у хрома через пленку по сравнению с никелем приводит к тому, что твердый раствор NiO·Cr₂O₃ насыщается хромом и образуется окисел типа шпинели по схеме $[NiO] + Cr_2O_3 \rightarrow [NiO \cdot Cr_2O_3]$. Кубическая решетка NiO исчезает и возникает решетка шпинели.

В дальнейшем шпинель пересыщается окислами Cr₂O₃, которые выделяются самостоятельно в виде α-Cr₂O₃ и при высоких температурах растут во времени.

Ромбоэдрическая модификация окисла хрома α-Cr₂O₃ более устойчива при высоких температурах по сравнению с кубической модификацией γ-Cr₂O₃, и поэтому с повышением температуры изменяется структура решеток. При высоких температурах окисная пленка у нихрома состоит из двух слоев: внутреннего, представляющего твердый раствор Cr₂O₃ в NiO·Cr₂O₃, и наружного α-Cr₂O₃.

Окисление нихромов с переменным содержанием хрома — от 10 до 50% — изучали в работе [137, с. 220] при температурах 900—1200° С.

Подтверждены данные [357], что наибольшую окалиностойкость имеют нихромовые сплавы с 30% Cr (рис. 360). Найдено, что в сплаве X20H80 в начальный момент окисления образуется фаза типа шпинели NiO·Cr₂O₃, в которой при дальнейшем окислении возникает фаза α-Cr₂O₃. Избыток Cr₂O₃ (более 50%) нежелателен, так как эта фаза способствует более сильному окислению, что и наблюдается у сплавов типа X40H60 и X50H50. Авторы рекомендуют вводить третий элемент (1% Si), что тормозит диффузию хрома в окалину.

Влияние малых добавок редких и щелочноземельных металлов на жаростойкость нихромов

Установлено [310—334], что присадка небольших количеств церия, кальция, магния, тория, циркония и лантана увеличивает срок службы нагревательных элементов и их окалиностойкость. Одновременно улучшается стойкость сплавов против теплосмен и повышается сопротивление газовой коррозии в условиях работы выпускных клапанов авиационных моторов на этилированном бензине [364, 365, 2].

Щелочноземельные и редкоземельные элементы, имеющие большие атомные радиусы, являются весьма эффективными для «залечивания» вакантных мест в кристаллической решетке окислов и для торможения диффузии никеля в окисный слой.

Хорн [274] придерживается другой точки зрения, и лучшую стойкость легированных редкоземельными элементами сплавов для нагревательных элементов объясняет тем, что малые добавки ускоряют диффузию хрома в металле и, таким образом, способствуют образованию плотных защитных пленок окисла Cr_2O_3 . Более поздними рентгенографическими исследованиями, проведенными Хикманом и Гальбранзенем [360], установлено, что при

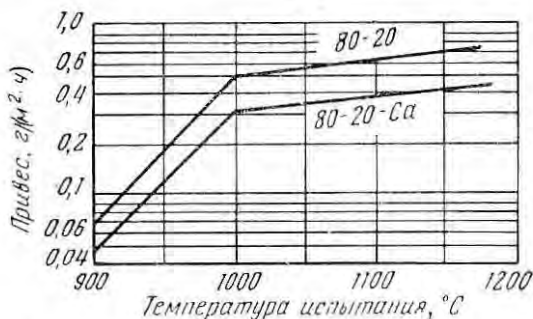


Рис. 362. Жаростойкость сплава 80-20 и 80-20 с добавкой кальция в зависимости от температуры испытания

добавке щелочноземельных металлов образуется барьер, препятствующий диффузии никеля к поверхности.

На рис. 362 показано влияние кальция на жаростойкость нихрома типа 80-20, который изготовляли под маркой ЭИ334 (ЭИ334к).

Благоприятное влияние добавки кальция на жаростойкость нихромов типа 80-20 было использовано Г. В. Акимовым и А. А. Киселевым [364] для повышения стойкости выпускных клапанов авиационных моторов — кальцийсодержащий нихром наплавляли на доньшко и фаску клапана.

Резкое уменьшение содержания магния и церия при вакуумном переплаве отрицательно сказывается на длительной прочности, окалинстойкости и горячей обработке давлением. Это надо учитывать при проведении вакуумного переплава жаропрочных сплавов. Установлено, что для сложнолегированных сплавов оптимальным является содержание около 0,02% Mg, а для церия — около 0,05—0,10%.

Влияние углерода, алюминия, кремния, марганца, молибдена и вольфрама на окалинстойкость никельхромистых сплавов

Повышение содержания углерода в нихромах типа 80-20 уменьшает срок службы проволок. Присадка углерода приводит к образованию карбидов хрома и некоторому обеднению им

твердого раствора. В результате жаростойкость сплава с повышением содержания углерода уменьшается [310].

Присадка марганца понижает жаростойкость нихромов, при этом наиболее сильно действуют первые добавки (десятые доли процента) марганца. При содержании марганца 1% и выше его влияние незначительно.

Присадка кремния [362] повышает жаростойкость нихромовых сплавов при введении его в сплав в количестве до 2—3%; при большем содержании кремния жаростойкость сильно уменьшается. Предполагается, что уменьшение ее в этом случае связано с понижением температур плавления защитного слоя окислов.

Алюминий, присаживаемый к никелю и особенно к нихромам, повышает сопротивление окислению до 800° С. Максимальное окисление у никеля с 5% Al наблюдалось при 1100° С. Окалина в обоих слоях состояла из Cr_2O_3 с некоторым количеством окиси алюминия в нижнем слое.

Высокая жаростойкость нихромовых сплавов с присадкой алюминия была использована при разработке высокоокалиностойкого сплава марки ЭИ652. Этот сплав, кроме никеля, содержит 27% Cr и 3% Al. При 1250° С в течение 100 ч потери массы не превышают 0,25—0,4 г/(м²·ч) (см. рис. 365, б).

Вольфрам и молибден широко используют в качестве присадок для повышения жаропрочности. Данные об их влиянии на жаростойкость никелевых сплавов (без хрома) приведены в табл. 161.

ТАБЛИЦА 161. ВЛИЯНИЕ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА НА ОКИСЛЕНИЕ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ [353]

Сплавы	Привес, г/см ² , при температурах, °С				
	800	900	1000	1100	1200
Ni металлический	0,002	0,005	0,009	0,014	0,018
Ni+5% Mo	0,002	0,006	0,014	0,018	0,027
Ni+10% Mo	0,003	0,007	0,014	0,021	0,029
Ni+15% Mo	0,003	0,007	0,014	0,021	0,025
Ni+5% W	0,002	0,006	0,012	0,019	0,031
Ni+10% W	0,002	0,006	0,012	0,019	0,036
Ni+15% W	0,004	0,008	0,014	0,023	0,039

Как видно, присадки указанных элементов сравнительно мало изменяют скорость окисления при 800 и 900° С, хотя при более высоких температурах скорости окисления несколько увеличиваются. Характерно, что при окислении сплавов с высоким содержанием молибдена не обнаружено его летучей окиси, как у сплавов, содержащих железо. В этом случае образуется слой, состоящий из двух типов окислов: внешний слой, темно-зеленый, содержит окислы NiO, а внутренний — смесь окисла типа NiO—

MoO₄ и молибдат никеля. При охлаждении внешний слой отслаивается и при ударе отскакивает.

Присадка к никелю до 15% W также оказывает незначительное влияние на скорость окисления. Окисные пленки хорошо пристают при всех температурах, при этом внешний слой в основном состоит из NiO со следами вольфрамида никеля NiO·WO₄, а внутренний — из вольфрамида и небольшого количества NiO. Однако при 900—1200° С под слоем окалины происходит проникновение окислов в глубь металла [353].

На рис. 363 показано влияние молибдена и вольфрама на срок службы нагревательных элементов никельхромового сплава,

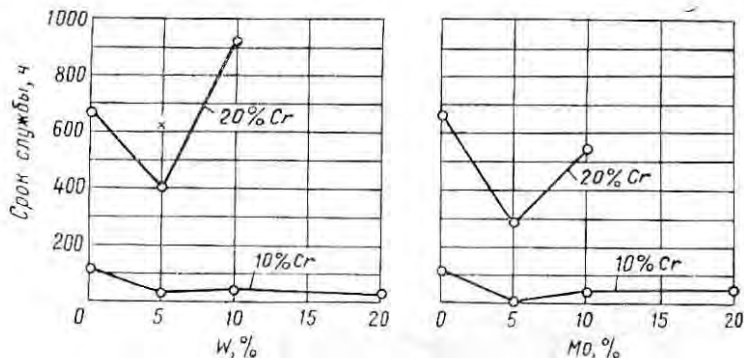


Рис. 363. Влияние вольфрама и молибдена на эксплуатационную стойкость нихрома типа 80-20 при 1100° С

содержащего от 10 до 20% Cr. Оба элемента понижают их стойкость при содержании хрома ~10% и влияют в меньшей степени, когда хрома в сплаве ~20%.

Нихромовый сплав ВЖ98, содержащий 25% Cr и 14% W, обладает достаточно высокой стойкостью против окисления при ~1100° С, весьма близкой к стойкости нихрома 80-20 (см. рис. 365, б). Выше 1100° С у этого сплава наблюдается подповерхностное окисление. Сочетание повышенной жаростойкости и жаропрочности у сплава ВЖ98 позволило в ряде случаев увеличить срок службы отдельных элементов камер сгорания по сравнению с этими же деталями, изготовленными из сплавов ЭИ435 и ЭИ602.

Титан в последнее время широко применяют при выплавке нихромовых жаропрочных сплавов типа 80-20 и др. для повышения жаропрочности. Изучение окисления титансодержащих нихромов, проведенное Н. Е. Савковой и автором, позволило установить, что при рабочих температурах 700—850° С никельхромтитановый сплав типа 75-20-2,5 с 0,7% Al (ЭИ437) обладает достаточной жаростойкостью (рис. 364 и 365).

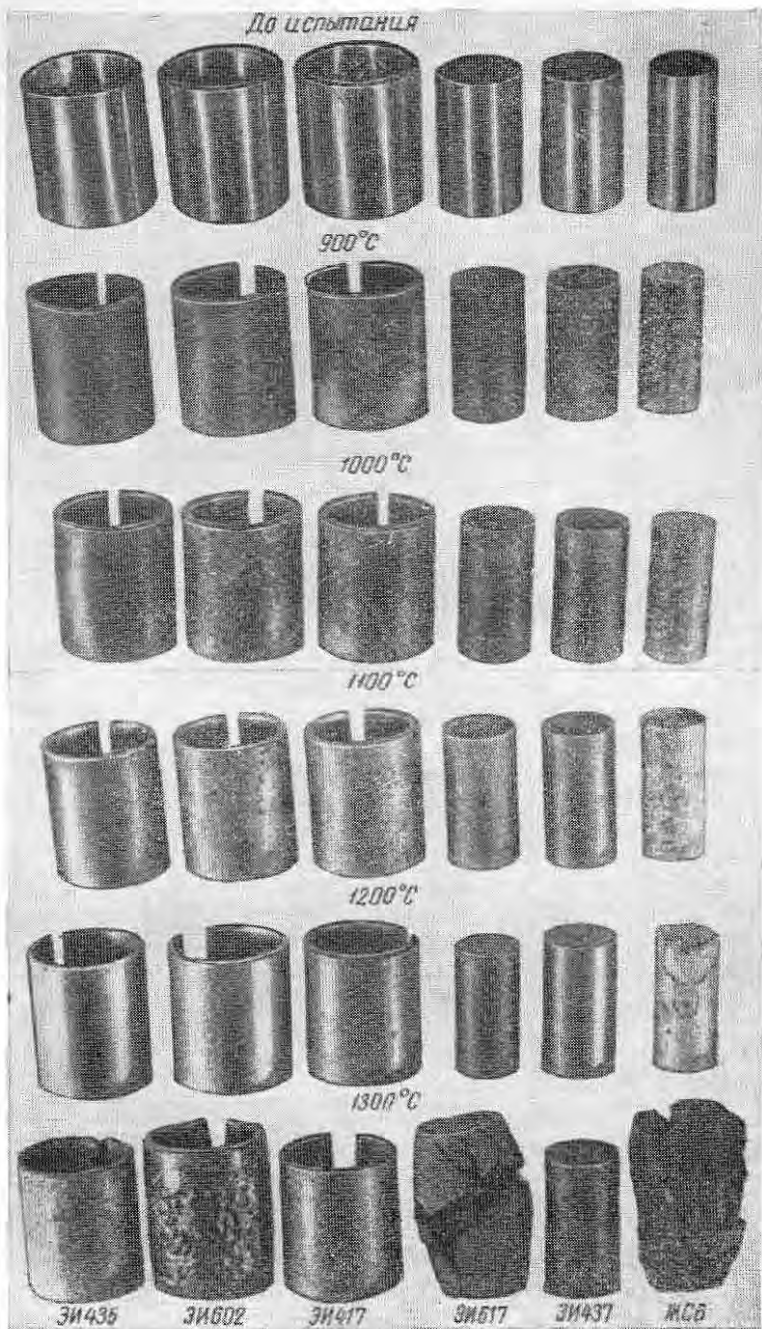


Рис. 364. Внешний вид образцов окалиностойких и жаропрочных сплавов на никелевой основе до и после испытания при 900—1300°С в течение 200 ч

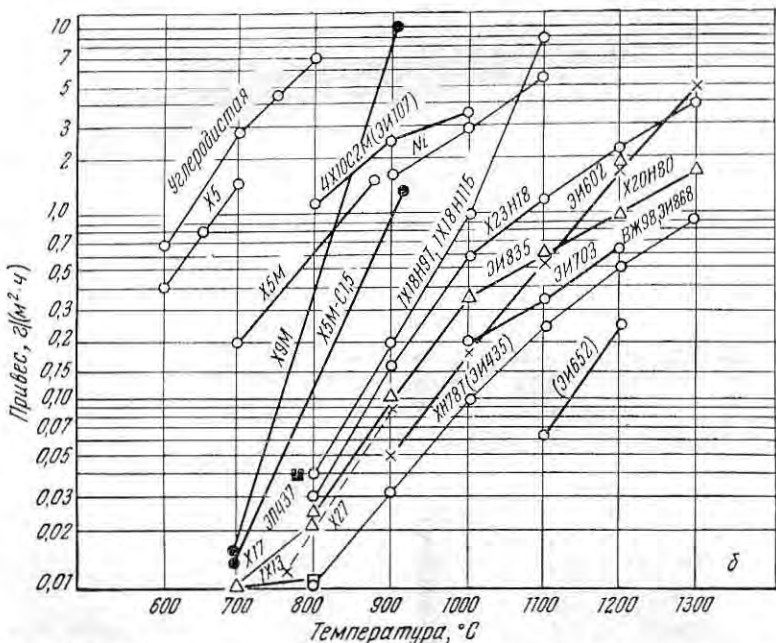
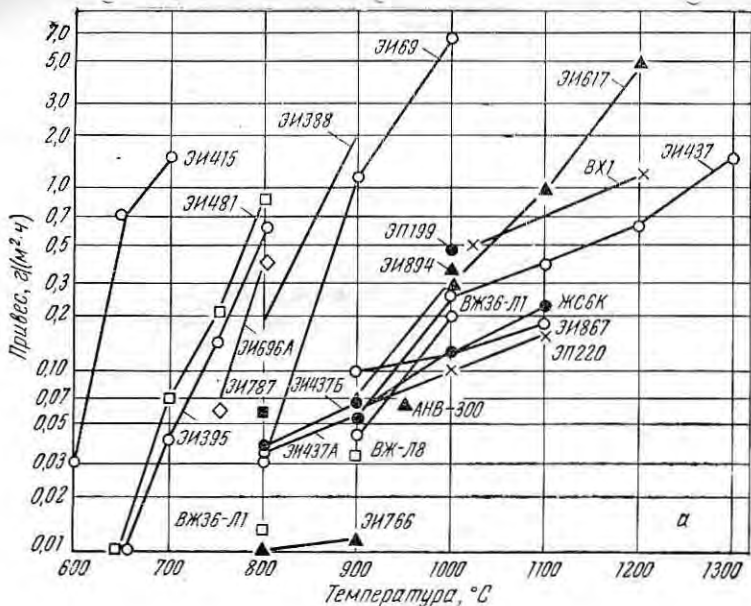


Рис. 365. Изменение окалинистости сплавов (по привесу) в зависимости от температуры испытания. Продолжительность испытания 100 ч: а — окалинистые стали и сплавы; б — жаропрочные стали и сплавы

При высоких температурах (выше 1000°C) окисление никель-хромотитанистого сплава типа 75-20-2,5 протекает более сложно. Окалина распространяется более глубоко. С повышением темпе-

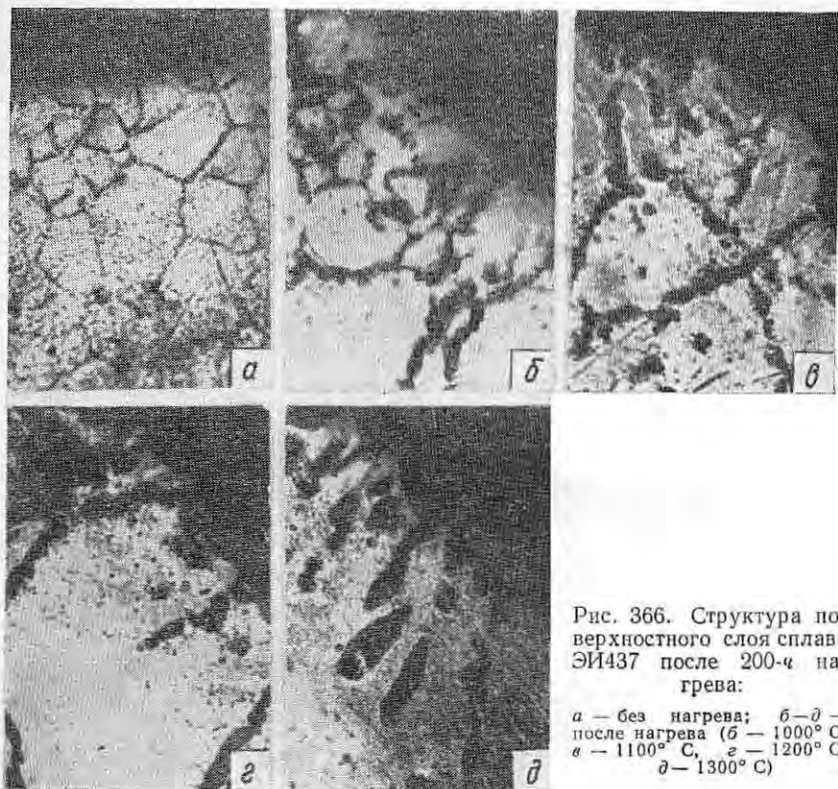


Рис. 366. Структура поверхности слоя сплава ЭИ437 после 200-ч нагрева:

a — без нагрева; *б-г* — после нагрева (*б* — 1000°C , *в* — 1100°C , *г* — 1200°C , δ — 1300°C)

ратуры окисление становится все более интенсивным. Газовая коррозия у этого сплава распространяется преимущественно по границам зерен (рис. 366).

Жаростойкость некоторых промышленных сплавов

На рис. 364 показан внешний вид образцов различных никель-хромистых сплавов до испытания и после 200-ч нагрева при 900 — 1300°C в электрической печи при хорошем обмене воздуха. По внешнему виду и изменению массы наибольшую окалиностойкость показали сплавы нихром 80-20 (ЭИ435), никельхромотитанистый сплав ЭИ437 и хромоникелевая сталь марки 25-20 (ЭИ417).

Сплавы, содержащие в сумме около 10% молибдена и вольфрама (ЭИ617 и ЖС6), после нагрева при 1300°C почти полностью

превратились в окалину, а сплав ЭИ602 с меньшим содержанием молибдена (2%) и повышенным содержанием хрома (20%) показал явно недостаточную, но лучшую окалиностойкость, чем сплавы ЭИ617 и ЖС6.

Н. Е. Савкова и автор изучали окалиностойкость сплавов ЭИ435 и ЭИ602 по привесу и потере массы в интервале 1100—1200° С (табл. 162).

ТАБЛИЦА 162. РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ
НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ ЭИ435 И ЭИ602

Продолжительность испытания, ч	$t_{\text{исп}} = 1100^\circ \text{C}$					$t_{\text{исп}} = 1200^\circ \text{C}$				
	привес, г/м ²	потеря массы, г/м ²	суммарное измене- ние массы, г/м ² (масса окарины)	содержание в окисле, %		привес, г/м ²	потеря массы, г/м ²	суммарное измене- ние массы, г/м ² (масса окарины)	содержание в окисле, %	
				кислорода	металла				кислорода	металла
<i>Сплав ЭИ435</i>										
25	17,09	36,49	53,58	31,8	68,2	31,81	71,07	102,88	31,0	69,0
50	17,88	40,27	58,15	30,8	69,2	41,21	92,48	133,69	30,95	69,05
75	26,14	58,29	84,43	31,2	68,8	41,85	99,55	141,40	29,6	70,4
100	30,11	67,07	97,18	31,0	69,0	50,55	121,7	172,25	29,4	70,6
<i>Сплав ЭИ602</i>										
25	31,14	68,81	99,95	31,16	68,84	50,96	109,9	160,88	31,75	68,25
50	36,19	85,94	122,13	29,9	69,1	64,22	137,55	201,77	32,0	68,0
75	46,5	93,49	139,99	33,3	66,7	75,28	150,18	225,46	33,4	66,6
100	53,99	104,83	158,82	34,0	66,0	76,60	167,92	244,52	31,4	68,6

По привесу можно только определить, сколько кислорода поглощено поверхностью сплава, а по потере массы — сколько металла с поверхности сплава вступило во взаимодействие с кислородом и перешло в окалину (причем эти величины можно пересчитать как удельные).

Из приведенных в табл. 162 данных следует, что изменения по привесу больше, чем по потере. В последнем случае продукты окисления удаляли электролитически в расплавленном растворе кальцинированной соли и едкого натра.

Кроме экспериментальных данных об изменении привеса и потери массы образцов, в таблице приводятся данные о суммарном их изменении, т. е. о массе окарины и содержании кислорода и металла в окалине (расчетные данные). В окалине сплава ЭИ435 при 1100—1200° С в течение 25—100 ч содержание кислорода остается практически постоянным, равным в среднем 30—31%.

В окиси хрома Cr_2O_3 содержится 31% (по массе) кислорода, поэтому можно полагать, что в данном случае слой окарины в основном состоит из окиси хрома с небольшим содержанием закиси никеля.

В работе [159] изучали жаростойкость сталей и сплавов, применяемых в промышленности в условиях сгорания городского газа при различных коэффициентах избытка воздуха (α) и в атмосфере воздуха при 900—1000° С. Установлено, что кинетика окисления сплавов описывается логарифмическими (1) или параболическими (2) уравнениями:

$$\Delta G = K_3 \lg \tau + K_4; \quad (1)$$

$$\Delta G^n = K_2 \tau; \quad (2)$$

$$K = \frac{G_\tau - G_0}{S_\tau} = \Delta G,$$

где K — положительный показатель коррозии, $g/(m^2 \cdot ч)$;

G_0 — масса образца до испытания;

G_τ — масса образца после испытания;

S — поверхность, m^2 ;

ΔG — скорость окисления;

τ — время;

n — показатель, который уменьшается с повышением температуры и в большинстве случаев близок к двум.

Более высокой жаростойкостью обладают сплавы, у которых окисление при высоких температурах следует логарифмическому закону. С повышением окислительной способности атмосферы печи уменьшается скорость окисления сплавов ЭИ652, ЭИ559, ЭИ894 и ЭИ602 при всех исследованных температурах, а сплавов ЭИ435 и ЭИ703 только при 900° С. Скорость окисления сплавов ЭИ813, ЭИ835 возрастает при 900—1200° С, а сплавов ЭИ435 и ЭИ703 — при 1000—1200° С.

Таким образом, введение в сплав алюминия значительно уменьшает скорость окисления, особенно в сильно окислительной атмосфере. Добавка большого количества вольфрама (ВЖ98) не оказывает существенного влияния на жаростойкость при кратковременных испытаниях (длительностью не более 1 ч), если исходить из кинетики окисления по изменению массы.

Введение в сплав молибдена и ниобия уменьшает стойкость против окисления, особенно в слабоокислительных средах. Сплав ЭИ835, несмотря на высокое содержание молибдена и наличие азота, благодаря высокому содержанию хрома имеет достаточно высокую жаростойкость до 1000° С.

На рис. 367. приведена зависимость скорости окисления указанных сплавов при различных температурах от коэффициентов избытка воздуха (α), а на рис. 368 в координатах $\lg K - f\left(\frac{1}{T}\right)$ —

температурная зависимость скорости окисления сплавов в воздухе и продуктах сгорания газа с избытком кислорода:

$$\lg K = \lg A - \frac{Q}{2,3\alpha_3 RT},$$

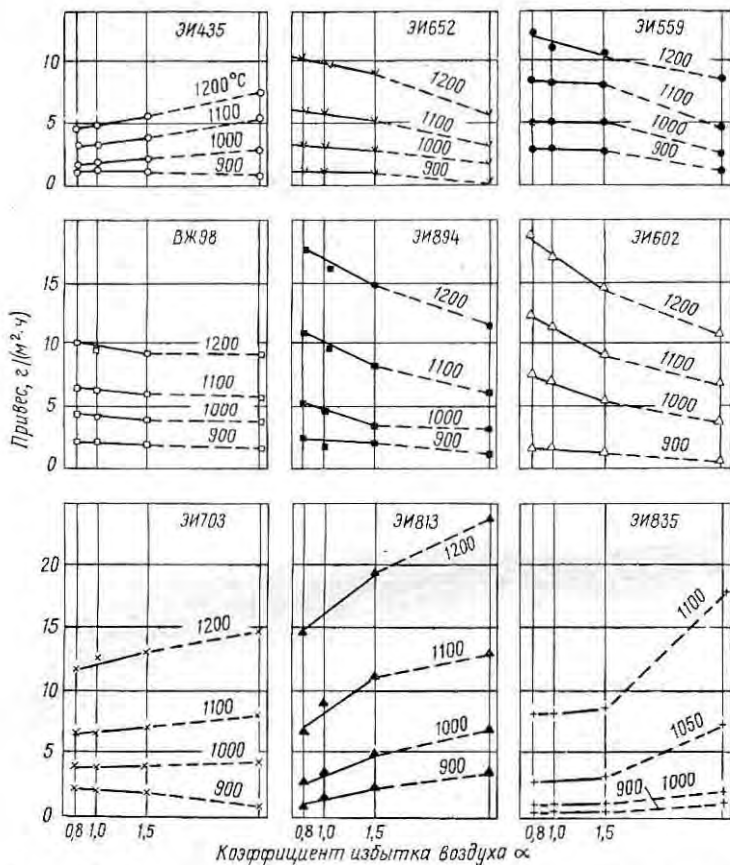


Рис. 367. Зависимость скорости окисления сплавов при разных температурах от коэффициента избытка воздуха α

где K — показатель коррозии по массе, $г/(м^2 \cdot ч)$;

A — постоянная;

Q — эффективная энергия активация, $кал/моль$;

R — газовая постоянная, равная $1,987 \text{ кал}/(моль \cdot град)$;

T — абсолютная температура, $^{\circ}К$.

Для сплава ЭИ435 при $1100^{\circ}С$ хорошо соблюдается параболический закон окисления

$$P = 3,014 \cdot \sqrt{\tau},$$

где P — привес, $г/м^2$;

τ — продолжительность выдержки, $ч$,

Этой формулой не описываются результаты только 50-ч испытаний.

Для этого же сплава, но при температуре испытания 1200° С, эмпирическая формула для определения привеса имеет вид:

$$P = 5,05 \cdot \sqrt{\tau}.$$

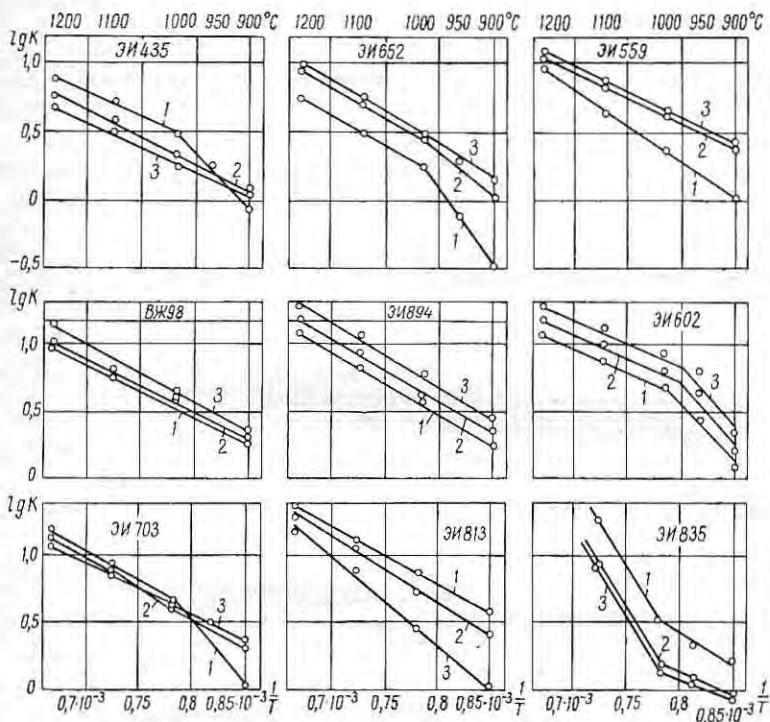


Рис. 368. Температурная зависимость скорости окисления сплавов в координатах $\lg K - f\left(\frac{1}{T}\right)$;

1 — в воздушной среде; 2 — в продуктах горения газа с $\alpha = 1,5$; 3 — то же, с $\alpha = 0,8$

Как и следовало ожидать, в начальной стадии окисления (25 ч), когда окисная пленка очень тонкая, скорость процесса еще больше, чем это следует из приведенных уравнений, характеризующих процесс окисления при испытаниях длительностью 75 и 100 ч.

При увеличении продолжительности выдержки сплава ЭИ602 при 1100° С повышается содержание кислорода в окалине, что указывает на изменение строения окалины в процессе испытания, т. е. на образование окислов с более высоким содержанием кисло-

рода. В данном случае таким окислом может быть MoO_3 , который содержит 34% O_2 .

При испытании этого сплава при 1200°C наблюдаются большие колебания в содержании кислорода в окалине, что, очевидно, связано с термической диссоциацией MoO_3 .

На рис. 365 показано изменение окалиностойкости сталей и сплавов с температурой испытания (по привесу), определенной при продолжительности испытания 100 ч.

Никелевые окалиностойкие сплавы (рис. 365, а) обладают более высокой стойкостью против окисления в атмосфере воздуха. Наибольшую окалиностойкость из указанных на рисунке сплавов имеют сплавы ЭИ435 и ЭИ652.

Никелевые сплавы с высоким содержанием хрома и алюминия отличаются высокой окалиностойкостью, причем она выше, чем у жаропрочных сплавов на железной основе.

Жаростойкость никелевых сплавов марок ЭИ559А, ЭИ652, а также сталей ЭИ813 и ЭИ835 изучена в работе [197, с. 169]. Показано, что при окислении до 1200°C на поверхности образуются защитные пленки шпинельного типа NiCr_2O_4 и NiAl_2O_4 . У сплавов на железной основе марок ЭИ813 и ЭИ835, обладающих удовлетворительной жаростойкостью до $1050\text{--}1100^\circ\text{C}$, образуются окисные пленки шпинельного типа $\text{Fe}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_4$ и $\text{FeMnCr}_2\text{O}_4$.

Стойкость против окисления никелевых сплавов, содержащих молибден, зависит от наличия в окалине окислов железа Fe_2O_3 , в присутствии которых окисление значительно ускоряется [333].

Это также подтверждено работами А. В. Станюковича, Е. Е. Левина, М. Г. Таубина, Е. М. Пивник и А. И. Рытвинского (ЦКТИ). Показано, что сложнoleгированные никелевые жаропрочные сплавы (ЭИ867 и др.) могут длительно (до 1000—1500 ч) нагреваться, не подвергаясь действию язвенной коррозии. В присутствии окалины, содержащей окислы железа, окалины от стали 1Х18Н9Т или в соприкосновении с держателями из сплавов на железной основе в местах контакта образцы поражаются язвенной коррозией. В присутствии окислов железа наблюдается образование пористой окалины типа шпинели $(\text{Fe}, \text{Ni})\text{O}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$, облегчающей доступ кислорода к поверхности металла, и окисление молибдена в MoO_3 , которая улетучивается. В то же время в никелевых жаропрочных сплавах, содержащих молибден, MoO_3 не образуется, а возникающая на поверхности металла окись хрома (Cr_2O_3) хорошо защищает его от дальнейшего окисления. Это указывает на очень сильное влияние основы сплава (железа и никеля) на окалиностойкость молибденсодержащих сплавов.

Данные об окалиностойкости ряда нихромовых сплавов приведены на рис. 365 и в табл. 163—164.

Скорости окисления увеличиваются от сплава ЭИ867 к сплаву ЭИ869; при этом также возрастает параметр образующейся шпинели, от строения и состава которой зависят защитные свойства окалины. Параметр шпинели связан с содержанием хрома и алю-

миния в сплаве, причем он возрастает с увеличением отношения хрома к алюминию (рис. 369). Общий уровень жаростойкости сплавов на никелевой основе, легированных хромом (10—20%) и алюминием (1—3%), определяется величиной отношения этих элементов. При этом, по данным А. И. Рывинского, наибольшей жаростойкостью обладают сплавы с отношением $Cr : Al \leq 3$.

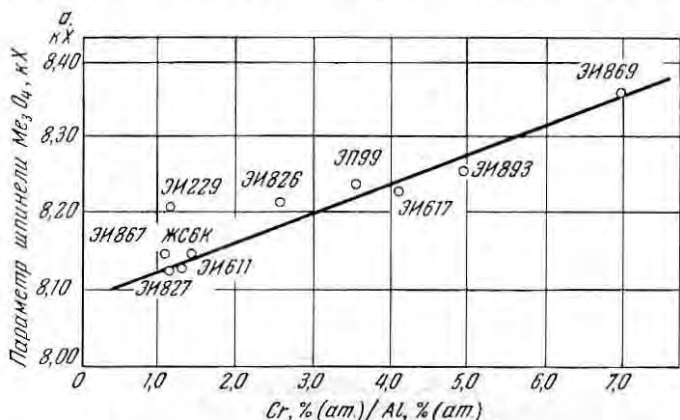


Рис. 369. Изменение параметра решетки шпинели в зависимости от отношения Cr/Al в сплаве

В табл. 163 приведены результаты испытания на окалинстойкость ряда никелевых сплавов, а в табл. 164 — константы скорости окисления.

Данные о глубине поражения коррозией в обычных условиях (табл. 163) указывают на то, что все сплавы обладают достаточно высокой и сравнительно одинаковой окалинстойкостью при высоких температурах и пригодны для эксплуатации в течение длительных сроков службы. Однако допустимые рабочие температуры для различных сплавов различны, что в сильной степени зависит

ТАБЛИЦА 163. ГЛУБИНА КОРРОЗИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ, мм, СПЛАВОВ ЗА 10 000 ч

Сплав	Глубина разрушения, мм, при температурах, °С						
	800	850	900	950	1000	1100	1200
ЭИ617	0,009	0,013	0,022	0,033	0,049	—	—
ЭИ826	0,007	0,017	0,041	0,092	0,145	—	—
ЭИ827	0,001	0,002	0,002	0,003	0,004	—	—
ЭИ661	0,003	0,004	0,006	0,008	0,011	—	—
ЭИ929	0,008	0,011	0,016	0,022	0,030	—	—
ЭИ893	0,001	0,002	0,003	0,004	0,006	—	—
ЭП99	0,001	0,003	0,007	0,013	0,024	—	—
ЭИ435	0,004	0,005	0,009	0,013	0,019	0,036	0,063
ЭИ602	0,004	0,007	0,014	0,026	0,046	0,127	0,288

Т А Б Л И Ц А 164. КОНСТАНТЫ СКОРОСТИ ОКИСЛЕНИЯ
ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Константа скорости окисления при температурах, °С					Параметр образующейся шпинели (а), кХ
	800	850	900	950	1000	
ЭИ867	0,013	0,028	0,048	0,095	—	8,13
ЭИ827	0,012	0,029	0,049	0,105	—	8,13
ЖС6К	—	0,043	0,095	0,214	0,320	8,15
ЭИ826	0,022	0,053	0,120	—	0,480	8,20
ЭИ893	0,059	0,200	—	0,920	3,300	8,29
ЭИ869	0,152	0,545	2,080	—	20,000	8,36

от их легирования, в частности от содержания молибдена, хрома и алюминия.

В сложнелегированном сплаве ЭИ867 ниже 1000° С в окалине преобладает шпинель типа (NiCo)·(Al, Cr)₂O₃. Кроме нее, в окалине присутствуют в незначительном количестве окись никеля NiO и окись хрома Cr₂O₃. Выше 1000° С окалина трехслойная. Основная фаза наружного слоя — NiO, среднего — шпинель; во внутреннем слое, кроме шпинели, имеется фаза NiMoO₄.

Количество хрома и алюминия в окалине превышает их содержание в сплаве примерно в 1,2 и 1,5 раза соответственно, а количество никеля и кобальта примерно соответствует их содержанию в сплаве. Вольфрам переходит в окалину в очень небольших количествах (20—30%). Содержание молибдена в окалине, образовавшейся ниже 1000° С, примерно то же. С повышением температуры содержание молибдена в окалине резко возрастает.

Продолжительность испытания 2000—3000 ч.

Распределение легирующих элементов в окалине и поверхностных слоях сплавов

Концентрация элементов, образующих тугоплавкие и прочные окислы во внутреннем слое окалины, может быть в несколько раз больше концентрации их в сплаве и в поверхностных слоях. В двух слоях окалины количество легирующего элемента может снизиться до 10% его содержания в основном металле.

В сплавах с более высоким содержанием хрома или алюминия концентрация легирующих элементов во внутреннем слое окалины непрерывно увеличивается до тех пор, пока этот слой не оказывается состоящим почти целиком из жаростойкой окиси, через которую скорость диффузии элементов мала. Сплав обладает наивысшей жаростойкостью в том случае, когда окалина, находящаяся в контакте с металлом, состоит исключительно из жаростойкого тугоплавкого окисла.

Ниже приводится несколько примеров обогащения окисных пленок легирующими элементами, сообщающими сплаву высокую

жаростойкость. Например, железохромоалюминиевый сплав типа хромель с 23% Cr и 7,5% Al после окисления на воздухе при 1200° С имеет окалину, состоящую из 94,5% Al₂O₃; 3,4% Cr₂O₃ и 2% Fe₂O₃. Как видно, это не находится в соответствии с составом сплава, в котором преобладает содержание железа и хрома, а не алюминия [310].

У хромистой стали с 20% Cr после нагрева ее в слабоокислительной атмосфере слой окалины состоит из 80% Cr₂O₃.

Стали, содержащие алюминий, после нагрева при высоких температурах покрываются характерным белым налетом, состоящим из окислов алюминия.

При окислении ряда сталей в течение нескольких дней при 1000° С было обнаружено заметное изменение содержания различных легирующих элементов в поверхностных окисных слоях. Так, у нержавеющей 12%-ной хромистой стали во внешнем слое окислов обнаружено 0,89% Cr₂O₃, в среднем 1,64% Cr₂O₃, а во внутреннем 31,4% Cr₂O₃. У 2%-ной кремнистой стали в первых двух слоях окислов кремния не оказалось, тогда как в третьем слое обнаружено около 10% SiO₂.

В окисных пленках жаростойких сталей окислы железа обычно встречаются в небольшом количестве; они растворены в других окислах или присутствуют в других соединениях железа, например в соединениях шпинельного типа FeO·Cr₂O₃ или силикатного.

При небольших сечениях изделия избирательное обогащение поверхности окислами легирующих элементов при длительных нагревах вызывает понижение концентрации этих элементов в сплаве и тем самым ведет к понижению их жаростойкости и в ряде случаев жаропрочности. Так, содержание алюминия в сплаве с 20% Cr, 2% Al и 1,3% Si после 500-ч нагрева при 1200° С уменьшается на 30%, а в сплаве с 20% Cr и 5% Al при 1300° С — на 85%. Эти цифры относятся не к наружным слоям металла, лежащим непосредственно под окисной пленкой, а ко всему 2-мм сечению. Особенно сильный угар наблюдается на ребрах и краях, что приводит к местному и сильному образованию окислов и к уменьшению жаростойкости.

В случае, когда температура не очень высокая и не наблюдается интенсивного окисления металла, окалина обычно распределяется равномерно, и между ней и металлом имеется четкая граница.

При температурах интенсивного окисления, например при высоких температурах нагрева под закалку, картина резко меняется. Окалина начинает углубляться в металл, преимущественно по границам зерен, сильно изменяя его поверхностный слой (рис. 366).

При отсутствии межкристаллитного окисления нагрев при высоких температурах вызывает глубокие изменения в поверхностном слое ряда сложнелегированных сплавов.

Нихромовые сплавы типа 75-15 + W + Mo + Al + Ti с более сложным легированием также усиленно окисляются выше 800—1000° С. Увеличение содержания хрома и алюминия в сложнолегированных сплавах сдвигает начало интенсивного поверхностного окисления в сторону более высоких температур — до 1000 и 1150° С.

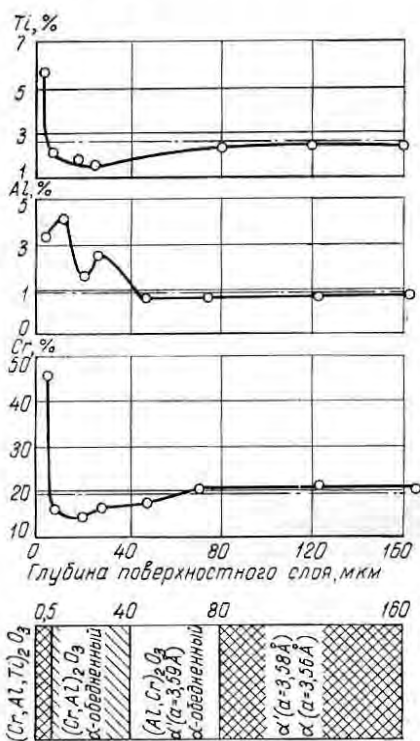


Рис. 370. Распределение легирующих элементов в поверхностных слоях и окалине сплава ЗИ437 после 8-ч нагрева при 1080° С (охлаждение на воздухе) и 16-ч нагрева при 700° С

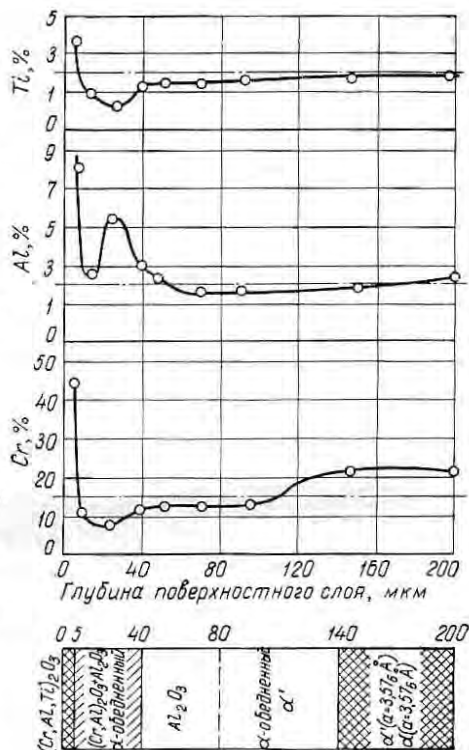


Рис. 371. Распределение легирующих элементов в поверхностных слоях и окалине в сплаве ЗИ617 после термической обработки: нагрев 8 ч при 1180° С, воздух + 4 ч при 1050° С, воздух, 16-ч старение при 800° С (Н. И. Блок, Д. Е. Лившиц, Н. Ф. Лашко)

Изменения состава окалины по ее толщине и химического состава сплава по мере удаления от поверхности иллюстрируются данными рис. 370 и 371.

У сплава ЗИ617 внешний слой окалины на глубину 5 мкм сильно обогащен титаном, алюминием и хромом и в основном состоит из окислов типа $(Cr, Al, Ti)_2O_3$. Следующий слой состоит из смеси окислов $[(Cr, Al)_2O_3 + Al_2O_3]$ и твердого раствора α' , несколько обедненного указанными легирующими эле-

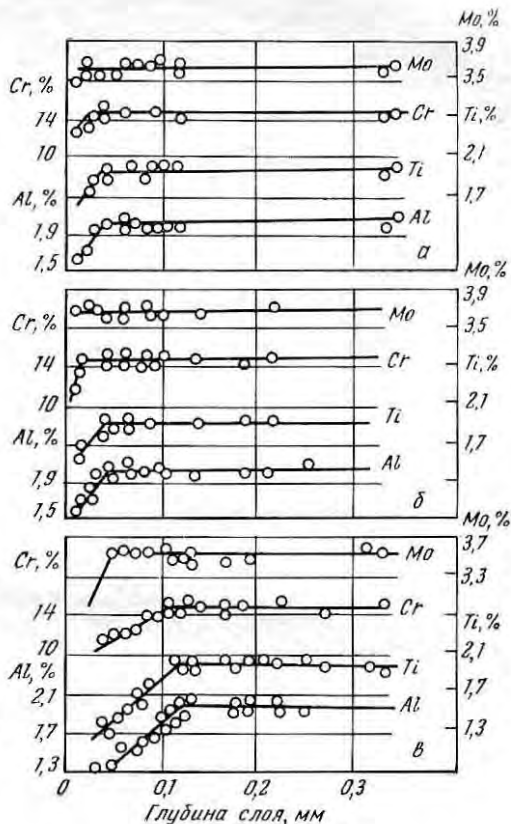


Рис. 372. Изменение содержания легирующих элементов в поверхностном слое сплава ЭИ617 после термической обработки по ТУ в различных средах (А. А. Ниллов): а — аргон; б — азотоводородная атмосфера; в — воздух

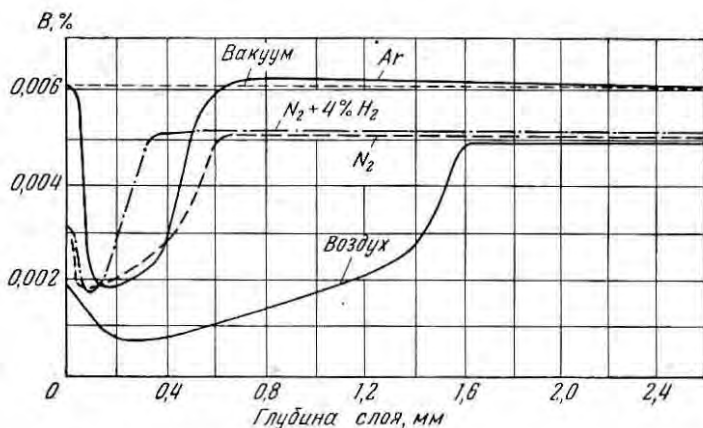


Рис. 373. Изменение содержания бора в поверхностном слое сплава ЭИ617 после термической обработки по ТУ при нагреве сплава в атмосфере воздуха и различных газовых средах (А. А. Ниллов)

ментами (5—40 мкм). Еще глубже расположен слой окалины типа Al_2O_3 , под которым находится обедненный слой γ -твердого раствора и γ' -фазы. Далее лежит малоизмененный слой основного металла, отвечающий составу сплава.

Изменяется также содержание молибдена и вольфрама и особенно очень важного для жаропрочности бора (рис. 372 и 373).

В работе [356] определяли жаростойкость сплавов на никелевой основе марок ЭИ437Б и ЭИ617. Установлено, что окалина этих сплавов обогащена алюминием и хромом и состоит из фаз шпинельного типа. В окалине сплава ЭИ437Б преобладает фаза α - Cr_2O_3 . Фазы типа шпинели $NiO \cdot Cr_2O_3$ или твердого раствора $NiO \cdot Al_2O_3$ обнаружены в сплаве, содержащем около 3% Al, чем и объясняется его более высокая жаростойкость.

Изучение фазового состава окалины, образующейся на высокожаропрочных сплавах типа ЭИ617, ЭИ826 и др., при высоких температурах методами послойного и рентгеноструктурного анализа показало, что ее внешний наружный слой более обогащен никелем и в основном состоит из окисла NiO и шпинели Me_3O_4 , промежуточный — из шпинели $MeO \cdot Me_2O_3 \cdot NiO$ и следов фазы $NiMoO_4$, внутренний, непосредственно прилегающий к металлу, — из шпинели типа Me_3O_4 , $NiMoO_4$ и следов NiO. В этом последнем слое меньше никеля, чем во внешнем.

Общее содержание никеля в окалине больше, чем в сплаве, примерно в 1,2—1,3 раза, а хрома в 1,5 раза. Вольфрам и молибден переходят в окалину в меньшем количестве — примерно 20—30% от содержания в сплаве; однако в случае сплавов ЭИ826 и ЭИ827 молибден при 1150° С и выше переходит в окалину интенсивно. Содержание титана в окалине и металле примерно одинаково.

Таким образом никель, хром и алюминий представляют элементы, которые усиленно диффундируют из сплава в окалину и составляют основу для избирательного окисления и образования на поверхности сплава защитных пленок.

Ранее предполагали, что при температурах, обычно отвечающих температурам эксплуатации, глубоких изменений в поверхностных слоях металла не происходит. Исследования [366, 367], а также автора с сотрудниками показали, что даже при 700, 750, 850 и 900° С в атмосфере печи и во время эксплуатации в составе сплава происходят изменения, увеличивающиеся с повышением срока службы изделий.

На рис. 374 показано изменение структуры поверхностного слоя лопатки из сплава ЭИ929 после 160-ч наработки на двигателе. Видно уменьшение количества γ -фазы, которое связано с обеднением поверхности алюминием и титаном.

Выгорание этих элементов, а также бора отрицательно сказывается на длительной прочности, на сопротивлении усталости и эксплуатационной стойкости.

На рис. 375 и 376 приведены примеры влияния различных способов нагрева сплавов при термической обработке на длительную прочность образцов; с некоторых образцов холодной обработкой удаляли обедненный (поврежденный) слой металла.

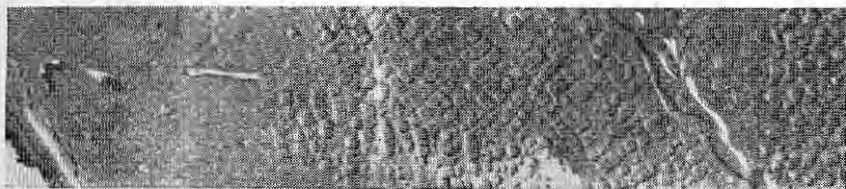


Рис. 374. Изменение количества интерметаллидной γ' -фазы в поверхностном слое сплава ЭИ929 после 160-ч наработки лопаток при температурах около 950°C (справа — кромка поверхности лопатки). $\times 4500$, при печати уменьшено на $2/3$ (Д. Е. Лившиц)

Эти данные показывают, что резко отрицательное влияние на сопротивление деталей разрушению при высоких температурах оказывает нагрев их в окислительной среде. Наименьшие изменения наблюдаются при нагреве в вакууме (см. стр. 642—646).

ЖАРСТОЙКОСТЬ КОБАЛЬТА И ЕГО СПЛАВОВ

Влияние алюминия, никеля, вольфрама и молибдена

Кобальт при окислении образует два окисла: CoO и Co_3O_4 . Ниже 900°C окалина состоит из двух слоев: внешнего Co_3O_4 , внутреннего CoO . Внутренний слой плотно пристает к кобальту и имеет зеленоватую окраску, внешний слой в виде налета черного цвета легко стирается.

Закись кобальта имеет г. ц. к. решетку, аналогичную решетке вюститита, но с меньшим количеством вакансий и отличающуюся большей устойчивостью против диффузионного обмена ионов кобальта и кислорода. Поэтому кобальт более жаростоек, чем железо, но менее стоек, чем никель.

Более подробное изучение окисления кобальта (рис. 377) показывает, что при 950°C кривая его жаростойкости резко меняет свое направление [353]. Это изменение связано с исчезновением двухслойной окислы, связанным с распадом окисла Co_3O_4 при 950°C . Тонкий слой окисла Co_3O_4 обнаружен только на кобальте, а не на его сплавах.

Часто вместе с кобальтом в сплавах присутствует никель, который повышает жаростойкость кобальтовых сплавов (табл. 165).

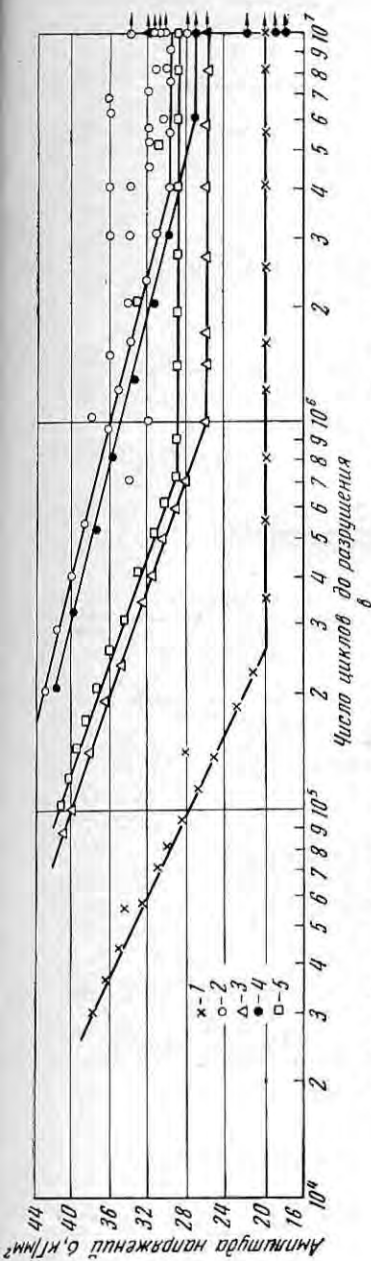


Рис. 375. Влияние нагрева сплава ЗИ617 в различных средах на механические свойства: а — длительную прочность; б — пластичность; в — сопротивление усталости при комнатной температуре. Термическая обработка: 1 — в азоте; 2 — в вакууме; 3 — в азоте; 4 — обработка заготовок; 5 — в аргоне

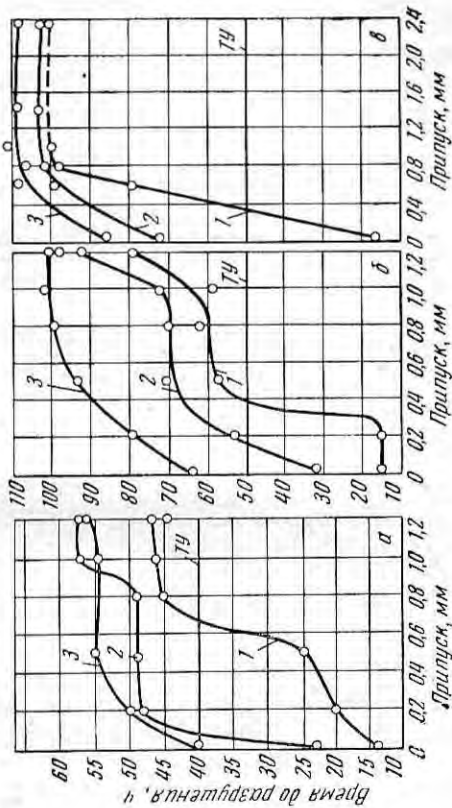


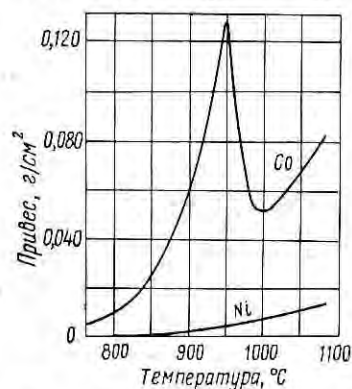
Рис. 376. Зависимость длительной прочности сплавов ЗИ617 (а), ЗИ867 (б), ЗИ929 (в) от условий нагрева образцов и припуска на механическую обработку (Г. М. Мо-роховец):

1 — кузнечный нагрев и термическая обработка в воздушной атмосфере по ТУ; 2 — кузнечный нагрев на воздухе и термическая обработка в атмосфере аргона; 3 — кузнечный нагрев и термическая обработка в атмосфере аргона

ТАБЛИЦА 165. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ПРИСАДОК
НА ОКИСЛЕНИЕ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ

Сплавы	Привес, г/см ² , при температурах, °С				
	800	900	1000	1100	1200
Со металлический	0,020	0,042	0,045	0,148	0,165
Со+5% Мо	0,011	0,023	0,049	0,090	—
Со+10% Мо	0,011	0,022	0,045	0,064	—
Со+5% W	0,031	0,046	0,078	0,119	0,162
Со+10% W	0,037	0,041	0,062	0,111	0,158
Со+15% W	0,023	0,030	0,059	0,104	0,142
Со+5% Al	0,0008	0,019	0,054	0,105	0,212
Со+40% Ni	0,0008	0,0019	0,0214	0,0458	—

Слой, возникающий при окислении кобальтоникелевых сплавов, состоит из твердых растворов окиси кобальта CoO и окиси никеля NiO , хорошо пристаёт к поверхности сплава.



Введение кобальта в никелевые сплавы, улучшая их жаростойкость, препятствует газовой коррозии по границам зерен, характерной для никеля и никелевых сплавов.

Алюминий, присаживаемый к кобальту, несколько улучшает его жаростойкость в интервале 800—1000° С и оказывает незначительное влияние при 1100 и 1200° С. Окалина состоит из двух слоев, из которых внутренний представляет собой смесь окисла CoO и светло-голубой шпинели алюмината кобальта $CoAl_2O_4$. Эти окислы отслаиваются при охлаждении, если они образуются ниже 1000° С, и плотно пристаю́т к поверхности металла, если они возникают выше 1000° С.

Рис. 377. Окисление кобальта и никеля при различных температурах испытания в кислороде (длительность испытания 24 ч)

Поверхностная газовая коррозия, распространяющаяся по границам зерен, у кобальтоалюминиевых сплавов начинается при 900° С и становится более интенсивной с повышением температуры.

Влияние хрома в кобальтсодержащих сплавах

Хром повышает жаростойкость кобальтовых сплавов (рис. 378). При испытаниях до 1000° С вполне достаточна присадка ~20% Cr, а при 1100 и 1200° С требуется не менее 27% Cr.

У сплавов, содержащих больше 25% Cr, окисный слой состоит

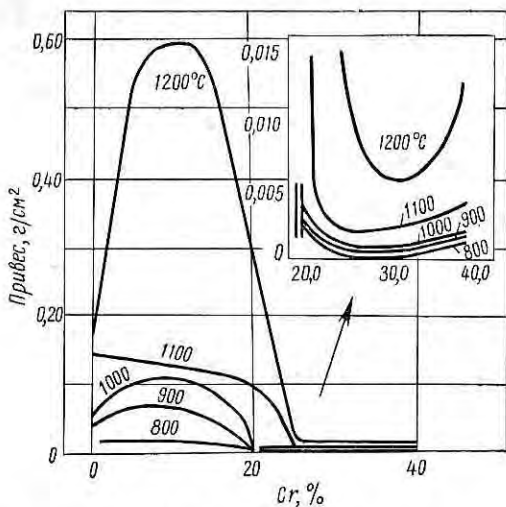


Рис. 378. Влияние хрома на окисление кобальта

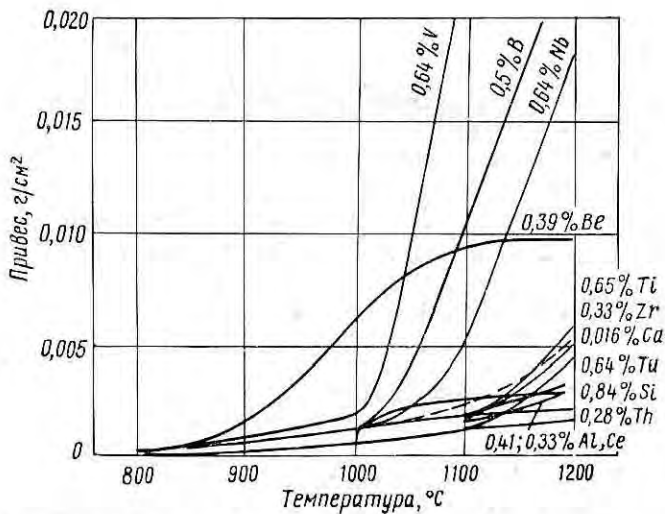


Рис. 379. Влияние присадок легирующих элементов на окисление кобальтохромистого сплава типа 67-32

только из окиси хрома Cr_2O_3 ; при меньшем количестве хрома при $1100\text{--}1200^\circ\text{C}$ — из шпинели, представляющей хромат кобальта, чем и обусловлено резкое снижение жаростойкости у этих сплавов при 1200°C (рис. 379, 380).

Ниже 1100°C в внутренний слой состоит из смеси окислов Cr_2O_3 и CoO , а внешний — из CoO .

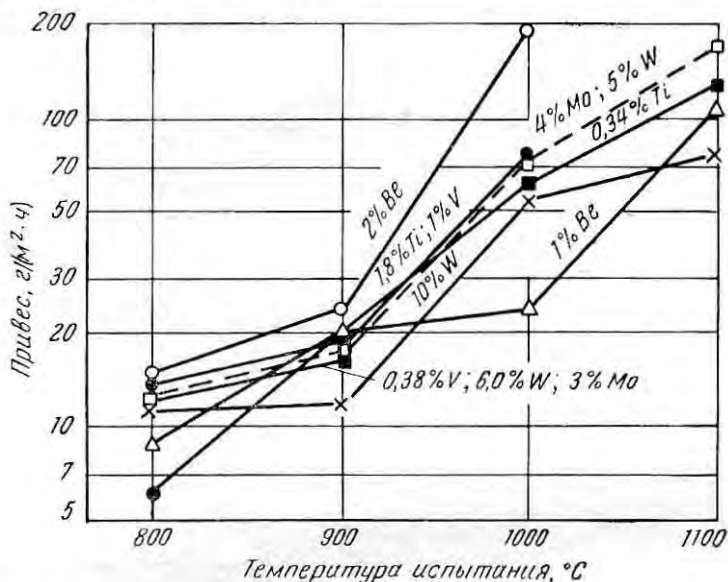


Рис. 380. Влияние легирующих элементов на окисление кобальтохромоникелевых сплавов типа 50-20-20 при различных температурах

Гальбрансен и Хикман [320] изучали механизм окисления некоторых кобальтохромистых и кобальтохромоникелевых сплавов с присадками молибдена и установили, что при высоких температурах в состав окалины в основном входит Cr_2O_3 .

Влияние других легирующих элементов

Влияние на жаростойкость кобальтохромистого сплава типа 67-32 небольших присадок ряда элементов показано на рис. 379. Наиболее отрицательное воздействие оказывают ванадий, бор и ниобий и меньшее — бериллий. Небольшие присадки тория, кремния, алюминия, церия и кальция, вероятно, действуют благоприятно и улучшают стойкость кобальтохромистых сплавов типа 67—32 (по данным Н. И. Куркиной, А. П. Скузоватовой и автора).

Изучение жаростойкости кобальтохромоникелевых сплавов типа 50-20-20 с присадками ряда легирующих элементов, выполненное автором с сотр., показало (рис. 380), что при температурах испытания 800 и 900° С окисление этих сплавов сравнительно невысоко и не превышает 0,2 г/(м²·ч). При 1000 и 1100° С наблюдалась большая разница в скоростях окисления сплавов типа 50-20-20, зависящая от легирования. Сплавы этого типа с 8 и 10% W показали более высокую жаростойкость по сравнению с другими сплавами.

Присадка к сплаву типа 60-20-20 только 0,34% Ti сильно ухудшает его жаростойкость по сравнению со сплавом без титана.

ВЛИЯНИЕ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Газовая коррозия в атмосфере азота

При нагреве большинства металлов и сплавов в атмосфере воздуха окисление очень велико, а реакции взаимодействия между сплавами и азотом¹ протекают слабо. Однако это не относится к сплавам, содержащим хром, алюминий, титан, бериллий и другие нитридообразующие элементы.

Из практики азотирования известно, что низколегированные стали с хромом и алюминием обладают особой склонностью к образованию при 500° С нитридов, имеющих высокую твердость.

Установлено, что присадки молибдена, ванадия и титана также благоприятно влияют на поглощение азота сталью, а добавки никеля действуют в противоположном направлении и затрудняют азотирование.

При взаимодействии азота с металлами и сплавами на их поверхности происходит активная его адсорбция и диффузия, причем она тем больше, чем сильнее сродство элементов, входящих в состав сплава, к азоту. Это в первую очередь определяется свободными энергиями образования нитридов или теплотами разложения.

Из табл. 166 следует, что наибольшим сродством к азоту обладают титан и алюминий и значительно меньшим — хром, марганец, молибден, железо и кобальт.

Теплоты разложения для никеля и меди выражаются отрицательными величинами, следовательно, эти элементы не должны способствовать насыщению сплавов азотом. Эта особенность никеля, никелевых сплавов и высоконикелевых сталей с хромом широко используется при изготовлении арматуры печей для азотирования. Более подробно вопросы азотирования описаны в работах [368—373].

Влияние азота на свойства высокохромистых сталей и сплавов, включая сплавы высокого омического сопротивления, рассмотрено в работах [310, 374, 371, 372].

Из сравнения теплот разложения нитридов и окислов соответствующих соединений (табл. 166) известно, что кислород более активен. По этой причине при взаимодействии металла со смесью азота и кислорода или примеси кислорода, а также водяного пара в первую очередь происходит окисление.

¹ Азот в условиях газовой коррозии не может считаться инертным газом.

В связи с тем, что скорости диффузии азота в окалинстойких и жаропрочных сплавах значительно меньше, предложено для термической обработки некоторых сплавов использовать чистый азот или смеси азота с водородом.

ТАБЛИЦА 166. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИТРИДОВ
РАЗЛИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Соединение	Структура	Теплота разложения, ккал	Соединение	Структура	Теплота разложения, ккал
AlN	Типа вюрцита	153	Mn ₄ N	Типа Fe ₄ N	62
TiN	» NaCl	160	Mn ₅ N ₂	Типа Cr ₂ N	43
ZrN	То же	175	Cr ₂ N	Гексагональная	53
HfN	» »	177	NbN	»	17
LaN	» »	143	Fe ₈ N	Тетрагональная	5,6
CeN	» »	156	Fe ₃ N	Кубическая	2,4
BN	» »	73	Co ₃ N	Гексагональная	-4,0
SiN	Ромбическая	88	Ni ₃ N	»	-0,4
MO ₂ N	»	33	Cu ₃ N	»	-35

Наиболее эффективным способом борьбы с газовой коррозией в атмосфере, содержащей азот, следует считать повышение содержания никеля. В последнее время азот или азот с водородом предложены в качестве защитных сред при термической обработке никелевых жаропрочных сплавов. При этом образуется поврежденный слой глубиной 0,2 мм, который необходимо удалить (см. стр. 645).

Газовая коррозия в атмосфере, содержащей водород

Водород — одна из важнейших составных частей промышленных газов (водяного, светильного, генераторного). При сгорании его образуется водяной пар. Легко диффундируя внутрь металлов, водород изменяет их свойства и способствует протеканию реакций на поверхности и внутри металла.

Водород обладает сильным восстановительным действием и поэтому может служить защитным газом. Его применяют, в частности, для светлого отжига безуглеродистых хромоникелевых сталей и сплавов.

Водород предохраняет хром от окисления при 750—850° С лишь при содержании в нем влаги ~0,01 % и ниже, т. е. при отношении H₂ : H₂O ≈ 10⁴ (рис. 381). Для диссоциированного аммиака требуется еще более глубокая осушка [375, 376].

Равновесные отношения CO : CO₂ для хромистых сталей также велики и практически трудно достижимы [376]. Нагрев в чистой окиси углерода вызывает окисление хромистых сталей, так как

образующееся при этом небольшое количество углекислоты в присутствии углерода опасно. Большинство контролируемых атмосфер, особенно содержащих смесь или равновесное соотношение $\text{CO} : \text{CO}_2$, вызывает окисление или науглероживание поверхности нержавеющей и жаростойких сплавов; исключение составляет чистый сухой водород и отчасти хорошо осушенный диссоциированный аммиак.

С повышением температуры и давления увеличивается диффузия водорода во внутренние слои металлов и сплавов и усиливаются реакции взаимодействия водорода с составляющими сплавов.

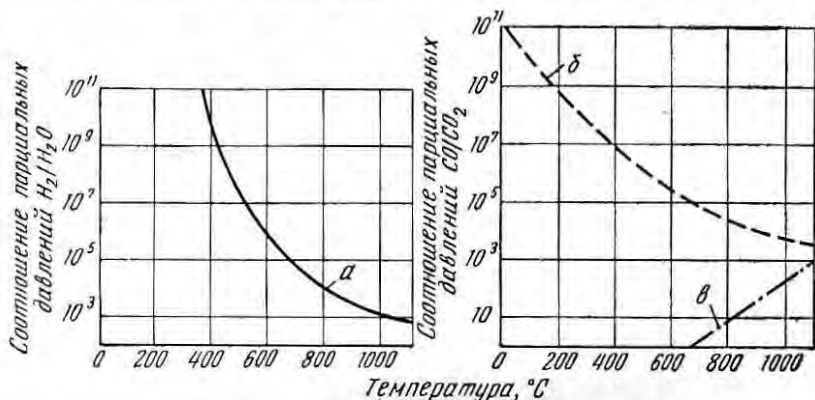


Рис. 381. Кривые равновесия:

a — между хромом и смесью водорода с водяным паром; *б* — между хромом и смесью окиси углерода с углекислотой; *в* — смеси окиси углерода с углекислотой в присутствии углерода ($\text{C} + \text{CO}_2 = 2\text{CO}$)

Водород, продиффундировавший в глубь металла, реагирует с окислами с образованием паров, с углеродом (или, вернее, с цементитом) — с образованием метана, с серой, фосфором и рядом других элементов — с образованием соответствующих соединений.

Получающиеся при этом продукты реакции, например водяной пар или метан, приводят к разрыхлению структуры, снижают прочность сплава и способствуют его разрушению. Такие процессы могут протекать в аппаратуре синтеза аммиака, гидрирования углей при изготовлении бензина и в ряде других аппаратов, в которых водород служит реакционной средой при повышенных температурах и высоком давлении. Действие водорода сопровождается обезуглероживанием металла.

Наклеп или укрупнение зерна усугубляют отрицательное влияние водорода, способствуют более сильному охрупчиванию и преждевременному разрушению.

Влияние водорода сильно сказывается выше 350°C и, по видимому, мало зависит от содержания углерода в сплаве.

При 300°C и давлении 1000 ат не отмечено вредного влияния водорода при 100-ч испытании. Опыт применения углеродистой стали в аппаратуре высокого давления синтеза аммиака показал, что хорошо раскисленная сталь прекрасно работала в течение многих лет при температурах до 200°C и давлении порядка 800 ат ; при повышении температуры (до $250\text{--}265^{\circ}\text{C}$) наблюдалось очень быстрое ее разрушение.

Скорость обезуглероживания стали в условиях синтеза аммиака сильно зависит от температуры и в меньшей степени — от давления. Отмечается [377], что мелкозернистая сталь при 200°C и давлении 250 ат не подвергается водородной коррозии, в то время как крупнозернистая сталь в этих условиях разрушается, хотя имеются и другие данные [378].

Влияние водорода на газовую коррозию различных металлов и сплавов при высоких давлениях рассматривается во многих работах [377—387, 363].

При взаимодействии водорода с железом и сталью необходимо учитывать следующее: а) водород растворяется в стали тем больше, чем выше температура; б) имея наименьший атомный радиус, водород легко диффундирует в сталь [379, 388—391]; в) с повышением давления и температуры увеличивается проникновение и поглощение водорода сталью, а также его взаимодействие с различными ее составляющими (цементитом, сульфидами, фосфидами и др.).

Растворимость водорода в железе пропорциональна корню квадратному из давления водорода [388] и она выше в γ -железе, чем в α - и δ -железе [389]. При низких и комнатной температурах и атмосферном давлении водород поглощается (удерживается) сталью в незначительном количестве. С повышением температуры растворимость водорода в стали увеличивается [390]. Легирование стали никелем, марганцем и кобальтом увеличивает растворимость водорода в стали, а легирование углерода, алюминием и кремнием — уменьшает [379].

Способность водорода проникать в металл определяется его взаимодействием с металлом на поверхности, на которой он сначала адсорбируется в молекулярном состоянии, а затем вследствие каталитических реакций диссоциирует в атомарное состояние и далее адсорбируется металлом в атомарном состоянии [391]. Поэтому практически при температурах ниже 300°C молекулярный водород не проникает в железо или сталь. Атомарный же водород в виде протонов проникает в сталь даже при низких температурах, что наблюдается при действии серной и соляной кислот на сталь [391].

Количество водорода, диффундирующего в сталь, зависит от температуры травильных ванн с серной и соляной кислотами, при этом возможно насыщение стали водородом при ее травлении.

Каталитическое действие стали на диссоциацию молекулярного водорода зависит от присутствия в стали некоторых примесей,

образующих с водородом гидриды (кремний, сера, фосфор, мышьяк и др.). Очень чистое железо этим свойством не обладает.

Установлено, что присадка легирующих элементов в определенных количествах по отношению к углероду, когда обеспечивается образование специальных карбидов хрома, ванадия, титана вместо цементита, устраняет вредное влияние водорода. Это можно объяснить тем, что не все карбиды разлагаются водородом, как это происходит в случае цементита (по реакции $\text{Fe}_3\text{C} + 4\text{H} = \text{Fe} + \text{CH}_4$). Поэтому, когда в сталях исключено образование цементита, водородной коррозии не наблюдается и легируемые стали обнаруживают большое сопротивление разрушающему действию водорода.

Установлено, что если у ванадиевых сталей отношение содержания ванадия к содержанию углерода больше 5,7, а у титанистых — больше 4, то эти стали вполне стойки против водородной коррозии.

В практике нашли применение сложнолегированные стали, в состав которых входит от 1 до 6% хрома, а также молибден, ванадий, вольфрам, титан и иногда никель. При испытании некоторых сложнолегированных сталей в атмосфере водорода выяснилось, что хром, ванадий, титан, а также хром с молибденом при их определенном отношении к углероду улучшают стойкость сталей против водородной коррозии (табл. 167).

В аппаратуре синтеза аммиака, работающей до 600° С при давлении до 300 ат, используют сталь с 3—6% Сг и присадкой 0,40% Мо или (Мо + V).

В аппаратуре синтеза аммиака, работающей при 500—550° С и давлении от 600—1000 ат, применяют хромоникелевые аустенитные стали с более высоким сопротивлением ползучести.

Необходимо отметить, что некоторое понижение ударной вязкости у аустенитных сталей связано с поглощением водорода, что было отмечено при испытании этих сталей после 120-ч выдержки их в водороде при 600° С и давлении 1000 ат. Хрупкость может быть устранена присадками вольфрама и молибдена. К положительным свойствам хромоникелевых аустенитных сталей следует отнести то, что они очень стойки против азотирования при указанных температурах и, следовательно, против образования трещин.

Хромоникелевые аустенитные стали представляют еще тот интерес, что при температурах глубокого холода они сохраняют высокую пластичность и прочность. В связи с этим их применяют при изготовлении сосудов для хранения жидкого водорода, используемого в качестве горючего в космической технике.

Пермутер и Додж [392] исследовали влияние давления и температуры на изменение под влиянием водорода механических свойств никелевого сплава гиперник и 10%-ной хромистой стали с 0,15% С, выплавленной в вакууме. Водород при высоких тем-

ТАБЛИЦА 167. СТОЙКОСТЬ ТРУБОК РАЗМЕРОМ 32×12 мм
ПРОТИВ ВОДОРОДНОЙ КОРРОЗИИ ПРИ 600°С И ДАВЛЕНИИ 300 ат

Легирующий элемент	Химический состав, %			Отношение количества соответствующего легирующего элемента к содержанию углерода	Стойкость труб, ч	Глубина обезуглероживания
	С	Cr	другие элементы			
С	0,10	—	—	—	10	7
Cr	0,10	1	—	—	65	6
	0,10	2	—	—	98	3
	0,10	3,2	—	—	300	0,20
	0,20	5,3	—	—	300	0,03
W	0,10	—	1W	—	78	4,5
	0,10	—	2,1W	—	120	5
Mo	0,13	—	0,63Mo	—	165	7,5
	0,10	—	1,24Mo	—	300	5,5
Cr+Mo	0,10	1,0	0,50Mo	—	220	6,0
	0,10	3,2	0,40Mo	—	300	0,10
	0,20	6,2	0,40Mo	—	300	0
V	0,13	—	0,53V	4	75	3
	0,10	—	0,62V	6,2	300	0
	0,30	—	0,60V	2,0	35	4,5
	0,28	—	1,62V	6,5	300	0
Ti	0,20	—	0,50Ti	2,5	42	4
	0,20	—	1,0Ti	5,0	300	0
	0,11	—	0,46Ti	4,2	300	0
Ni	0,10	—	3Ni	—	25	6,5

пературах и давлении пропускали через трубчатые образцы, на которых затем определяли механические свойства.

При указанных условиях испытания сталь обладала достаточно высокой стойкостью против водородной коррозии. Снижение прочности при 500°С вызвано смягчением стали вследствие отпуски.

Ван Нисе и Додж [393] наблюдали разрушение трубчатых образцов при давлении водорода 2000 ат; такие же трубчатые образцы выдерживали давление масла 4000 ат.

Н. П. Черных и др. [137, с. 98] изучали влияние азота и водорода на длительную прочность трубчатых образцов сталей

ЭИ579, 30ХМА при 550° С и давлении 600 ат. Измерено наименьшее количество водорода в стали в зависимости от условий испытания.

Установлено, что в атмосфере водорода длительная прочность сталей падает быстрее, чем в атмосфере азота, и притом тем сильнее, чем менее сталь легирована.

Наилучшую стойкость показала сталь ЭИ579Б, затем ЭИ579 и наихудшую — 30ХМА.

Газовая коррозия в атмосфере водяного пара

Условия равновесия, восстановления и окисления железа в смеси водород—водяной пар в зависимости от температуры достаточно подробно изучены [375, 376, 394].

Линия равновесия сильно сдвигается в присутствии легирующих элементов в стали, например хрома, алюминия, и при известных условиях водяной пар оказывает более сильное окисляющее действие, чем воздух или углекислота.

Газовая коррозия в перегретом паре значительно усиливается по сравнению с коррозией в воздушной среде при тех же температурах. Железо и низколегированные стали в перегретом паре при 500° С окисляются примерно в два раза сильнее, чем в нагретом воздухе [394].

Скорости коррозии некоторых сталей в атмосфере водяного пара при температурах 745, 815 и 940° С и продолжительности 300 и 500 ч изучали в работе [395]. Авторы полагают, что усиленное окисление углеродистой стали в водяном паре начинается при 580° С, а стали 18-8 — при 910° С. У сталей 25-20 и 25-15 (2% W) при 954° С не обнаружено заметной коррозии в течение 500 и 1300 ч; при длительности испытания 1300 ч при 980° С сталь 25-20 окислилась на глубину 0,11%.

В большинстве американских и немецких паросиловых установок, работающих при 510° С и давлении 100 ат, нашла широкое применение хромомолибденовая сталь с 0,9% Cr и 0,5% Mo. Отмечается, что в результате газовой коррозии в этих установках образуется более рыхлый слой окалины, чем при окислении на воздухе. Защитный слой в условиях водяного пара становится плотнее благодаря спеканию лишь при температурах 700 и 800° С.

Гарингтон отмечает, что образцы углеродистой стали в атмосфере азота с 19% H₂O окислялись быстрее, чем на воздухе.

И. Н. Лагунцов и В. К. Святославов [137, с. 407] отмечают, что длительная прочность образцов аустенитной стали ЭИ695, испытанных в условиях паровой среды и сложноподвижного состояния, заметно снижается по сравнению с длительной прочностью, полученной при испытании образцов этой же стали в условиях растяжения в воздушной среде.

Установлено, что хромоникелевые аустенитные стали типа 18-8-Ti и 18-8-Nb, не склонные к межкристаллитной коррозии, обладают высокой коррозионной стойкостью в воде и водяном паре в широком интервале рабочих температур и при высоких давлениях.

При изготовлении аппаратуры важно учитывать возможность развития коррозии под напряжением, особенно когда вода подвергается аэрации и связанному с этим растворению в ней кислорода. Снижение содержания углерода до 0,03% является очень важным мероприятием по предотвращению развития в сварных соединениях щелевой или ножевой коррозии.

Коррозия в атмосфере топочных газов

В газовых средах, образующихся при сгорании различных сортов угля, жидких и газообразных топлив (масла, бензина, генераторного газа, светильного газа), всегда содержатся углекислота, водяной пар и кислород. При неполном сгорании топлива, кроме углекислоты и водяного пара, имеется еще окись углерода, углеводороды и другие соединения углерода.

При повышенном количестве серы в топливе продукты сгорания могут содержать сернистый газ или сероводород. Кроме того, в топочных газах могут быть взвешенные твердые частицы золы, которая оказывает особо вредное влияние. В частности, в золе нефти некоторых сортов обнаруживается пятиокись ванадия. Оседание такой золы на жаростойких сталях и сплавах резко уменьшает их защитные свойства и приводит к быстрому разрушению деталей.

Подробное изучение газовой коррозии металлов и различных сталей и сплавов в кислороде, углекислом газе, парах воды и сернистом газе при высоких температурах было проведено Гадфильдом [352]. Интересно, что каждый газ действует на металлы и сплавы особо. Кобальт и никель обнаруживают очень низкое сопротивление коррозии в сернистом газе, причем для никеля максимум коррозии относится к 800° С.

Коррозионная стойкость никелевых сталей и нихрома в сернистом газе низкая, при этом в отличие от никеля их сопротивление коррозии с повышением температуры уменьшается.

Данные о жаростойкости малоуглеродистой стали и хромоникелевой стали типа 18-8 при температуре 900° С в атмосфере воздуха с добавкой к нему CO₂, SO₂ и паров воды приведены в табл. 168.

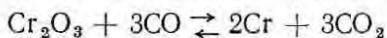
Как видно из таблицы, наиболее вредное влияние оказывает совместное действие сернистого газа и паров воды.

Так как большинство жаростойких сталей и сплавов в своем составе содержит хром, большой интерес представляет взаимодействие хрома с газовыми смесями, состоящими из углекислого газа и окиси углерода.

Т А Б Л И Ц А 168. СОПРОТИВЛЕНИЕ ГАЗОВОЙ КОРРОЗИИ
УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ И СТАЛИ 18-8

Газовая среда	Увеличение массы, мг/см ²	
	углеродистой	18-8
Чистый воздух при 900° С	55,24	0,40
Атмосферный воздух при 900° С	57,17	0,46
Чистый воздух + 3% SO ₂	65,17	0,86
Атмосферный воздух + 2% SO ₂	65,76	1,13
То же + 5% H ₂ O + 5% SO ₂	152,4	3,58
» » + 5% H ₂ O + 5% CO ₂	100,4	4,58
Чистый воздух + 5% CO ₂	76,88	1,18
То же + 5% SO ₂	74,21	3,24

На рис. 381, б и в показана кривая равновесия хрома со смесями СО и СО₂, построенная исходя из реакции



и уравнения

$$\lg \frac{p_{\text{CO}}}{p_{\text{CO}_2}} = \frac{21000}{4,57T^{0,3}}.$$

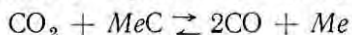
Как видно, для того чтобы избежать окисления, равновесные отношения СО : СО₂ должны быть очень высоки.

Кривые равновесия железа и хрома с углекислым газом и окисью углерода имеют противоположный характер. Если для железа при постоянном отношении парциальных давлений $\frac{p_{\text{CO}}}{p_{\text{CO}_2}}$

область окисления с понижением температуры сменяется областью восстановления, то для хрома, наоборот, область восстановления сменяется областью окисления. Отсюда следует, что окисление хрома или хромистых сталей с пленками из Cr₂O₃ в основном зависит от образующейся в процессе реакции 2СО → СО₂ + С двуокиси углерода. Это указывает на то, что атмосфера из СО—СО₂—N₂ непригодна для безокислительного нагрева высокохромистых сталей. Науглероживание жаростойких сталей и сплавов — неблагоприятный фактор, так как в большинстве случаев вызывает понижение температуры плавления. Кроме того, наличие избыточного количества карбидов отрицательно сказывается на механических свойствах, а также меняет электрическое сопротивление (что важно для сплавов сопротивления).

В случае смены восстановительной атмосферы на окислительную в присутствии углеродсодержащих газов может наблюдаться сначала науглероживание, а затем обезуглероживание поверхностных слоев.

Процесс обезуглероживания происходит в результате предварительной диссоциации карбидов по следующей схеме:



или



Изучение стойкости хромистых и хромоникелевых сталей против науглероживания позволило установить полезное действие более высоких содержаний никеля и кремния.

Поэтому в печном (и другом) оборудовании, используемом для цементации, широко применяют хромоникелевые стали с 25% Cr, 20% Ni и 2% Si; с 15% Cr и 35% Ni или ферронихромы с 15% Cr и 65% Ni. Эти сплавы используют в виде отливок и проката (лист, прутки, поковки). Литые цементационные ящики чаще всего изготовляют из сплавов с 15% Cr и с 35 или 65% Ni.

При повышенных содержаниях серы в атмосфере печи применяют сталь типа 25-20 с 2% Si или 15-35 с 1,5—2,5% Si.

Перевод хрома в карбиды, а также усиленное окисление самих карбидов снижают стойкость материала против газовой коррозии (в местах образования карбидов), что служит причиной местного разрушения [321, 323].

Напряжения, возникающие при неравномерном охлаждении и нагреве, местные пороки литья и химические вещества, присаживаемые к карбюризаторам, оказывают сильное влияние на срок службы цементационных печей.

Восстановительные науглероживающие атмосферы широко применяют при переработке нефти и нефтяных газов. Для работы в этих средах используют стали с 27% Cr или с 27% Cr и 3% Ni. Трубы из последней стали обеспечивают работу до 1100° С в течение довольно продолжительного времени.

Несколько противоречивы данные о применении труб из железохромоалюминиевой стали типа Fe-25-5. По одним данным, эти трубы вполне удовлетворительно работают в условиях получения этана, по другим — в них наблюдается сильное науглероживание. У стали 25-20 с 2,5% Si отмечена лучшая стойкость против газовой коррозии до 1150° С в условиях конверсии метана.

Коррозия в атмосфере газов, содержащих серу

Присутствуя в продуктах сгорания топлива в виде сероводорода (в восстановительной атмосфере) или сернистого газа (в окислительной атмосфере), сера оказывает очень сильное разрушающее действие на ряд сталей и сплавов, особенно на никель, кобальт и сплавы, содержащие эти элементы (рис. 382). Сульфиды металлов, присутствующие в жаростойких сплавах, имеют относительно высокую температуру плавления (табл. 169), за исклю-

чением сульфидов никеля. Однако она может очень сильно понизиться в результате взаимодействия их с металлом или его окислами с образованием легкоплавких эвтектик. Из табл. 169

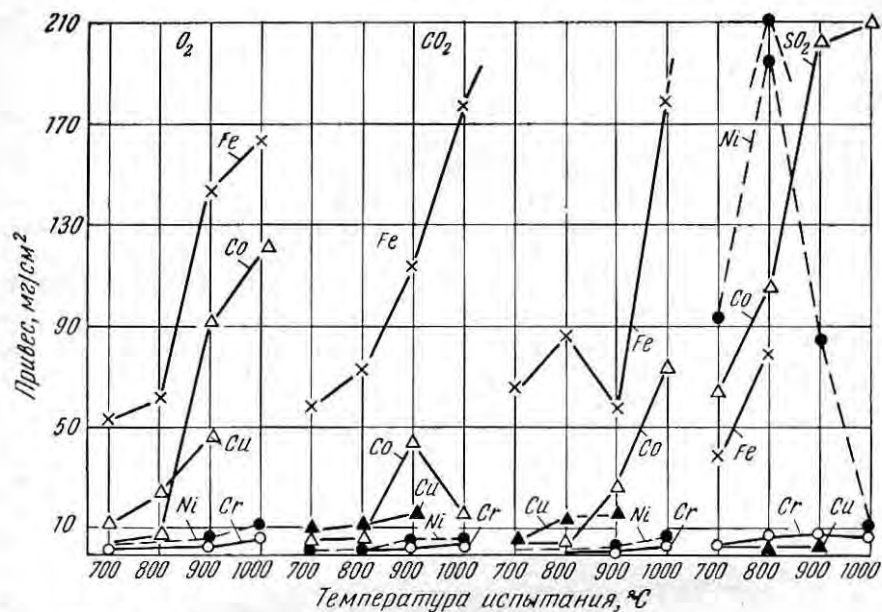


Рис. 382. Газовая коррозия железа, никеля, кобальта, хрома и меди в атмосфере воздуха, сернистого газа, паров воды и в углекислом газе при высоких температурах

следует, например, что температура плавления сульфида железа, равная 1197° С, понижается до 985° С при образовании эвтектики железа с его сульфидом.

ТАБЛИЦА 169. ТЕМПЕРАТУРА ПЛАВЛЕНИЯ СЕРНИСТЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛОВ

Соединение	Температура плавления, °С	Соединение	Температура плавления, °С	Смеси и эвтектики сульфидов	Температура плавления, °С
La ₂ S ₃	2100	Al ₂ O ₃	1100	MnO—MnS	1340
Ce ₂ S ₃	2000	SiS ₂	1100	FeS—MnS	1181
ThS ₂	1925	Na ₂ S	978	FeO—FeS	940
ZnS	1800	SaS	880	Fe—FeS	985
CdS	1750	NiS	810	Ni—Ni ₃ S ₂	625—645
MnS	1620—1325	Ni ₃ S ₂	787		
HgS	1450	BiS	675		
FeS	1197	Sb ₂ S ₃	550		
MoS	1185	K ₂ S	471		
CuS	1130	N ₂ S	445		
PbS	1112	As ₂ S ₃	305		
CoS	1100				

Сульфиды имеют значительно больший объем, чем металлы, и поэтому происходит рост разрыхленных участков, что ускоряет разрушение металла газовой коррозией.

Особенность сульфидной коррозии заключается в том, что разрушению подвергаются в первую очередь границы зерен (рис. 383). На первой стадии процесса воздействие газов, содержащих серу, на жаростойкие сплавы часто носит местный характер (отдельные зерна металла). Однако в дальнейшем газовая

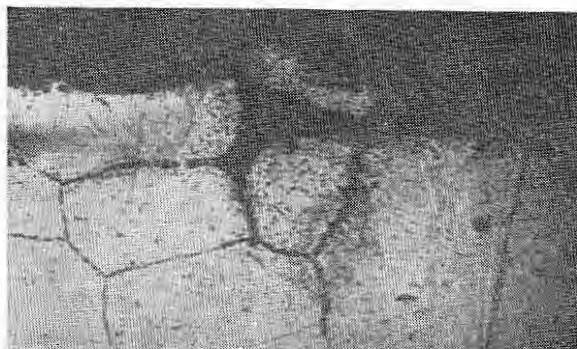


Рис. 383. Микроструктура стали 25-12 после 200-ч нагрева при 1000°C в продуктах сгорания топлива с добавкой 2% SO_2 (толщина листа 2 мм). Межкристаллитное поражение сульфидной коррозией

коррозия быстро распространяется в глубь металла, создавая сквозное поражение [327].

Разрушение жаростойких сплавов под действием серосодержащих газов рассматривается во многих работах [352, 310, 327, 373, 374, 141, 396—399]. Отмечается, что эти газы в окислительной среде оказывают значительно меньшее влияние на жаростойкость, чем в восстановительной. Объясняется это тем, что в окислительной среде могут возникать плотные защитные пленки, препятствующие образованию сульфидов. В восстановительной среде этих пленок нет, и поэтому наблюдается непосредственное и более быстрое образование сульфидов и их эвтектик.

Коррозия в сероводороде при высоких температурах

Высокотемпературная сероводородная коррозия возникает при использовании углеродистых и низкохромистых (6% Cr) сталей в процессах гидрирования и дигидрогенизации нефти, происходящих при высоком давлении и высоких температурах. Скорости коррозионного разрушения зависят от состава сталей, температуры, давления и концентрации сероводорода.

Установлено, что увеличение содержания хрома в сплавах с железом или с никелем повышает их стойкость против газов, содержащих серу (см. рис. 384). При 400 и 500° С коррозионная стойкость повышается постепенно, а при 600 и 700° С наблюдается скачкообразный подъем при содержании хрома более 12%.

Из этих же данных следует, что стали, в которых часть железа заменена никелем, ниже 700° С ведут себя так же, как и стали без никеля. При более высоких температурах увеличение содержания никеля оказывает отрицательное влияние в связи с образованием сульфидной эвтектики с низкой температурой плавления.

Более высокое, чем хром, защитное действие оказывает введение алюминия [141], а также алитирование или алюминирование в жидкой ванне или в порошкообразных средах.

При 400 и 450° С увеличение содержания алюминия в сталях приводит к повышению стойкости против воз-

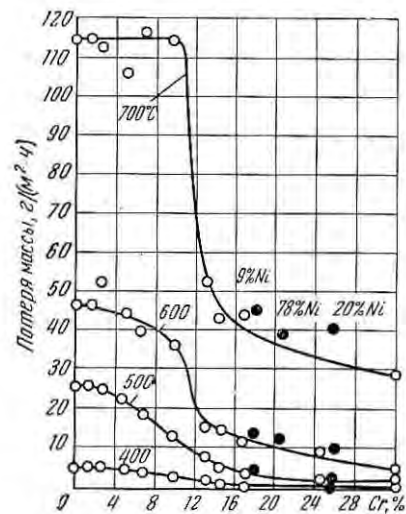


Рис. 384. Влияние хрома на сопротивление газовой коррозии в атмосфере сероводорода

действия сероводорода, при более высоких температурах это воздействие неоднозначно.

Защитное действие алюминия хорошо проявляется при введении его в сплавы с никелем и кобальтом [328, 400], хотя сульфид алюминия имеет сравнительно невысокую температуру плавления (1100° С).

Кремний также повышает стойкость сталей и сплавов против сульфидной коррозии [141].

Хорошей стойкостью против сероводородной коррозии отличается алитированная (методом погружения) углеродистая сталь и 7%-ная хромистая сталь.

Коррозия в сернистом газе при высоких температурах

Ускоренное разрушение металлов наблюдается и в окислительной атмосфере печи при сгорании серы в сернистый газ.

Как видно из рис. 382, в атмосфере сернистого газа при высоких температурах никель и кобальт очень сильно разрушаются по сравнению с хромом.

В присутствии хрома сопротивление коррозии в сернистом газе при высоких температурах резко возрастает; это обусловлено тем, что сульфиды хрома имеют более высокую температуру плавления и не образуют эвтектики.

У хромоникелевых жаростойких сталей сопротивление коррозии в атмосфере сернистого газа в сильной степени зависит от соотношения содержаний хрома и никеля в стали. При отношении никеля к хрому больше единицы стали подвержены газовой коррозии по границам зерен вследствие образования сульфидной эвтектики.

У достаточно жаростойких хромоникелевых сталей типа 25-12 и 25-8, а также у стали 25-20 с 2,5% Si сульфидная коррозия в окислительной атмосфере в присутствии сернистого газа появляется при температурах, лежащих несколько ниже границы начала интенсивного окисления сталей в воздухе без SO₂. Если для стали 25-12 интенсивное окисление в атмосфере воздуха начинается с 1050° С, то в присутствии 2% SO₂ эта температура понижается до 950° С.

Особенно резкая сульфидная коррозия при 1000° С наблюдается у нихромов и стали марки ЭЯЗС: на последней, после 200-ч нагрева, было обнаружено сквозное разрушение при толщине образца в 2 мм (см. рис. 383) [327].

Отмечается, что науглероживание отрицательно действует на сопротивление коррозии в атмосфере, содержащей серу.

Проводили испытания [400] с хромистыми и хромоникелевыми сталями при 1100° С в среде продуктов сгорания бутана с добавками SO₂ и в атмосфере нагретого воздуха при длительности испытания 150 ч. 26%-ная хромистая сталь имела несколько более толстую пленку по сравнению с хромоникелевыми сталями типа 25-12 и 25-20; жаростойкость 28%-ной хромистой стали была такой же, как и стали 25-12 и 25-20. Не наблюдалось разницы при окислении в атмосфере продуктов сгорания топлива с 0,4% SO₂ и без добавки SO₂. Окисление в атмосфере воздуха было несколько более интенсивным, чем в атмосфере продуктов сгорания топлива с SO₂ и без него.

Все хромистые стали после испытания обнаружили очень сильное укрупнение зерна, значительное количество сфероидизированных карбидов и очень незначительную межкристаллитную газовую коррозию.

Величина зерна у хромоникелевых сталей типа 25-20 и 25-12 также увеличилась, но в меньшей степени. Наблюдалось незначительное окисление по границам зерен, порядка 0,01 мм.

Сталь 25-20, испытанная в атмосфере воздуха, была несколько больше поражена межкристаллитной газовой коррозией по сравнению со сталью, испытанной в атмосфере продуктов сгорания топлива.

В работе [401] проводили испытания сталей ЭИ612 и ЭИ673 на усталость на консольных образцах Я8-М при 2800 циклах

в минуту. Исследования вели в среде газа подземной газификации, содержащего 4,4% CO_2 , 0,26% SO_2 , 5,7% H_2O , 14,2% O_2 , 75,4% N_2 , с добавкой более высокой концентрации SO_4 при температурах испытания 650° С.

Примеси сернистого газа снижают циклическую прочность аустенитных сталей, при 0,3% SO_4 снижается на 10—15% по сравнению с испытанием в чистом воздухе.

Дальнейшее увеличение концентрации SO_2 еще больше снижает циклическую прочность, например у стали ЭИ612 при 650° С с 28,5 до 25 кг/мм².

Присутствие SO_4 в газе способствует превращению равномерной коррозии в язвенную.

Повышение влажности воздуха уменьшает отрицательное влияние сернистого газа, и при 0,3% SO_2 + 6% H_2SO_4 снижения предела выносливости при испытании на базе 10^8 циклов не наблюдается.

Жаростойкость сплавов в этих условиях зависит от содержания хрома и в меньшей степени — от количества никеля. Увеличение содержания хрома способствует образованию более стойких защитных пленок при прерывистом испытании с механическим воздействием.

В работе [399] рассматривается влияние теплосмен в условиях действия твердого карбюризатора при 920° С на изменение содержания углерода в хромоникелевых сталях типа 15-35 с 0,18—0,80% С, с 0,5 и 1,5% Si. Кремний в данном случае увеличивает стойкость сталей против науглероживания.

Влияние аргона и некоторых продуктов сгорания топлива на длительную и циклическую прочность сплавов

В работе [336, с. 4] изучали циклическую и длительную прочность сплавов ВЖ100 (ЭП126), ЭИ617, ЭИ756 и ЭИ765 в условиях воздействия различных газовых сред: в атмосфере воздуха, в аргоне, аргоне, очищенном натрием, и среде (Г-1) продуктов сгорания топлива состава 75% N_2 (по объему), 14,2% O_2 , 6% H_2O , 4,5% CO_2 и 0,3% SO_2 при 600—900° С.

Установлено, что жаропрочные свойства указанных сплавов существенно понижаются при переходе от окислительных сред, способствующих образованию защитных окисных пленок, к инертным (не окислительным средам). В целях устранения отрицательного влияния этого фактора предложены покрытия для деталей, работающих в инертных средах, в частности никельфосфорное покрытие (толщиной 0,01 мм) для работы в аргоне, повышающее циклическую прочность (рис. 385, 386).

Предполагается, что резкое разупрочнение при переходе от окислительных сред к неокислительным связано с процессом

испарения. Это создает концентрацию напряжений, что отрицательно сказывается на усталостной прочности.

В сложнелегированных жаропрочных сплавах, например ЭИ765, наряду с легкоплавкими примесями испаряются элементы, имеющие высокую упругость паров, такие как хром, алюминий титан. Испарение этих последних уменьшает количество упрочняющей фазы в поверхностных слоях и по границам зерен, что

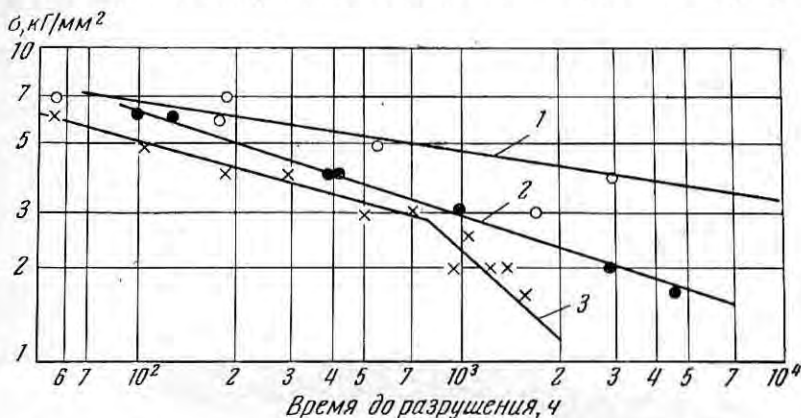


Рис. 385. Длительная прочность стали ЭП126 при 900° С в атмосфере воздуха (1), в аргоне без очистки (2) и в аргоне с очисткой натрием (3)

уменьшает циклическую прочность сплава. Отсутствие окисной пленки на поверхности способствует уменьшению количества газов (азота, кислорода и водорода) в сплаве, что также связано с разупрочнением металла, так как означает разблокировку дислокаций от атмосфер примесных атомов газов.

Например, содержание газов в результате испытаний в чистейшем аргоне в сплаве ЭИ765 резко снижается (табл. 170 и 171).

Вместе с тем нагрев металла в окислительной атмосфере приводит к окислению хрома, титана, алюминия и других элементов

ТАБЛИЦА 170
СОДЕРЖАНИЕ, %, ГАЗОВ
В СПЛАВЕ ЭИ765

Газ	Содержание, %	
	до испытания	после испытания
Водород	0,00070	0,00018
Азот	0,0061	0,0047
Кислород	0,0021	0,0006

ТАБЛИЦА 171. ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СПЛАВА ЭИ765
ПОСЛЕ 1000-ч НАГРЕВА В АТМОСФЕРЕ
ВОЗДУХА ПРИ 800° С

Глубина снятого слоя, мм	Содержание элементов в γ'-фазе		
	Al	Ti	Cr
0,005	8,60	1,04	0,59
0,015	8,74	1,35	0,47
0,051	12,03	1,40	0,60
0,069	12,0	1,60	0,75

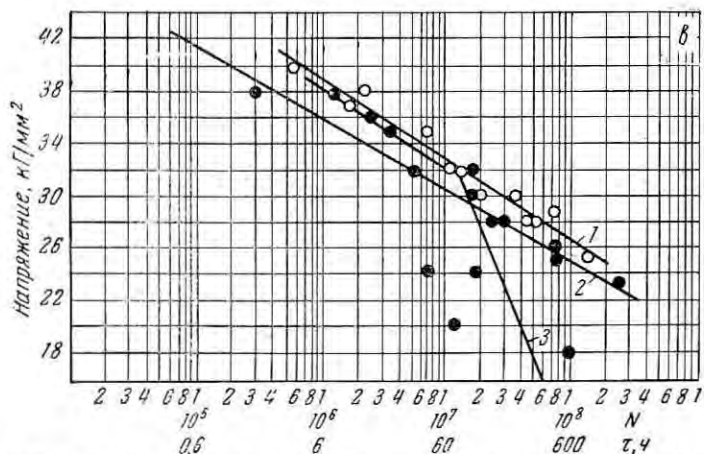
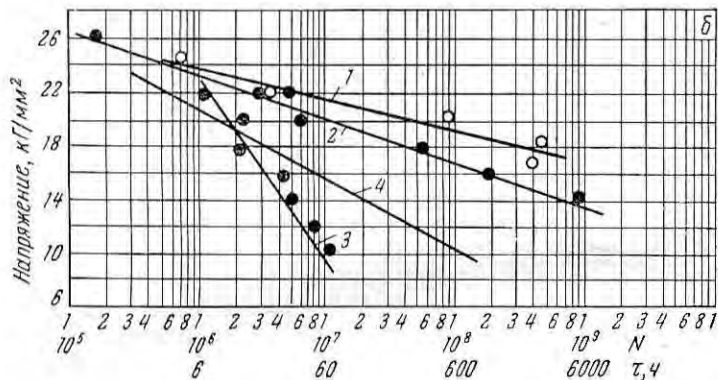
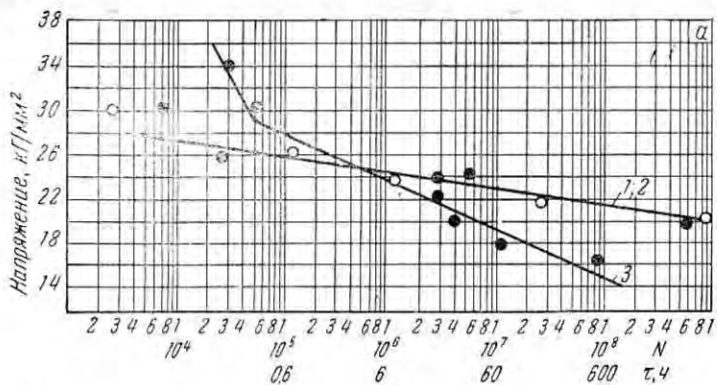


Рис. 386. Усталостная прочность стали ЭИ612 при 650° С (а) и 750° С (б), а также сплава ЭИ765 при 800° С (в) в атмосфере воздуха (1), в аргоне без очистки (2), в аргоне с очисткой натрием (3) и с никельфосфорным покрытием (4)

в поверхностных слоях, что также может отрицательно сказаться на жаропрочности.

Влияние теплосмен на скорость газовой коррозии

При попеременном нагреве и охлаждении металл то расширяется, то сжимается, итог может привести к нарушению сплошности пленки и увеличить скорость коррозии. Г. В. Акимов [394] отметил, что увеличение массы у образца из углеродистой стали У6 при нагреве в течение 5 ч при 815°C с четырьмя перерывами было в два раза больше, чем у образцов, непрерывно нагревавшихся в течение того же времени.

Влияние прерывистости испытания на скорость коррозии хромистых и хромоникелевых сталей отмечалось в работах [326], а нихромов — в работе [310].

В работах [326, 374] приводятся данные о влиянии прерывистости испытания на жаростойкость хромоникелевых сталей с различным сочетанием хрома (11—31%) и никеля (0—60%) при длительности испытания 100 и 1000 ч.

Влияние напряжений на окалинстойкость

Напряжения, приложенные к сплаву, могут резко ухудшить его жаростойкость. Вызывая растрескивание и нарушение сплошности окисных пленок, они будут способствовать усиленному окислению по границам зерен.

М. Я. Львовский и Г. Е. Москаленко [309] установили, что приложение напряжений к сплаву типа 80-20 способствует усиленному окислению его по границам зерен при более низких температурах. Если у сплава 80-20 при обычном нагреве в атмосфере воздуха до 1200°C не наблюдается усиленного окисления по границам зерен, то у этого же сплава в условиях одновременного действия напряжений и температур оно происходит уже при 1000°C и тем больше, чем выше напряжение.

Химико-термическая обработка с целью повышения окалинстойкости

В целях повышения окалинстойкости, а также эксплуатационной стойкости ряда деталей, особенно рабочих и сопловых лопаток, работающих при высоких температурах (выше $850—900^{\circ}\text{C}$), используют различные способы диффузионной защиты поверхности деталей (алитирование, хромоалитирование и др.). Наиболее широко применяют насыщение поверхности алюминием из порошковых смесей и жидкой алюминиевой ванны.

Алитирование и хромоалитирование применяют для повышения окалиностойкости рабочих лопаток из сплавов ЭИ437Б, ЭИ617, ЭИ867, ЭИ929 и др.¹

В результате алитирования никелевых жаропрочных сплавов вследствие обогащения поверхностных слоев металла алюминием меняется характер их окисления и состав окалины.

Вместо окисла типа шпинели $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ в присутствии алюминия образуется более стойкий окисел типа NiAl_2O_4 ($\text{NiO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$).

Обогащение алюминием поверхностных слоев способствует изменению структуры с образованием ряда интерметаллидных соединений (рис. 387), а изменение твердости с глубиной алитирования показано на рис. 388.

Алитирование производили в смеси 98% (по массе) FeAl , содержащего 50% Al , и 2% NH_4Cl .

В поверхностном слое никеля образуется слоистая структура в несколько десятков микронов, состоящая из:

а) толстого верхнего слоя состава 63% Ni и 37% Al с о. ц. к. решеткой типа NiAl ($a = 2,86 \text{ кХ}$); твердость 850 HV , плотность 5,35 г/см^3 ;

б) второго слоя желтоватого оттенка состава 75% Ni

и 25% Al с той же о. ц. к. решеткой типа NiAl ($a = 2,86 \text{ кХ}$); твердость 520 HV , плотность 6,5 г/см^3 ;

в) третьего, очень тонкого слоя состава 85% Ni и 14% Al , отвечающего фазе Ni_3Al ; твердость 420 HV .

За третьим слоем располагается зона твердого раствора алюминия в никеле с параметрами решетки a от 3,53 до 3,51 (чистый никель) и плотностью 7,4 г/см^3 . Наличие вакантных мест в решетке NiAl с избытком алюминия облегчает диффузию никеля, что, вероятно, является причиной большой скорости роста этого слоя.

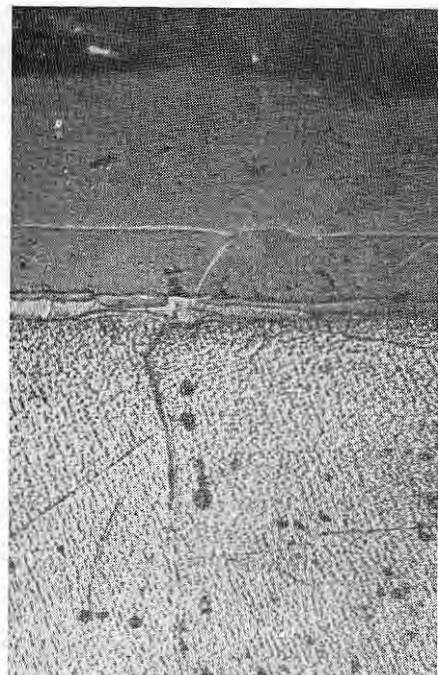


Рис. 387. Микроструктура алитированного слоя на никеле. Алитирование при 950° С в течение 36 ч

¹ Большие работы по алитированию этих сплавов выполнены М. Ф. Алексеенко, А. Г. Андреевой, В. В. Тереховой и др.

Согласно данным В. А. Константинова, толщина алитированного слоя (δ) каждого слоя i пропорциональна корню квадратному из времени τ алитирования:

$$\delta_i = K_i \sqrt{\tau},$$

где K — константа.

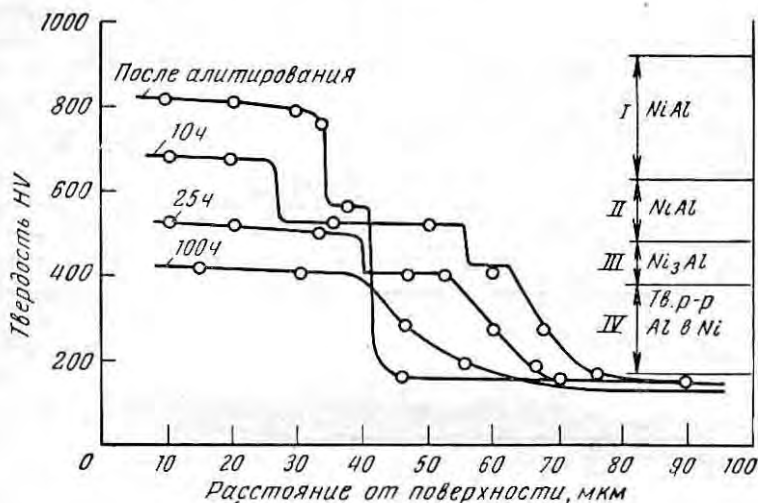


Рис. 388. Изменение твердости по глубине алитированного слоя никеля после испытания в течение 10, 25 и 100 ч при 950° С:

I — NiAl; 850 HV (60% Ni, 40% Al); II — NiAl, ~ 520 HV (76% Ni, 24% Al); III — Ni₃Al, ~ 420 HV (86% Ni, 14% Al); IV — Ni, ~ 140 HV

В табл. 172 приведены данные об изменении привеса образцов и толщины алитированного слоя в зависимости от продолжительности алитирования.

Энергия активизации процесса алитирования никеля составляет $Q_{акт} = 24 \div 28$ ккал/моль. При окислении алитированного никеля на поверхности интерметаллида NiAl образуется тонкий слой тугоплавкого окисла α -Al₂O₃, надежно предохраняющий поверхность от окисления.

ТАБЛИЦА 172. ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ АЛИТИРОВАНИЯ ПРИ 950° С НА ПРИВЕС И ТОЛЩИНУ АЛИТИРОВАННОГО СЛОЯ НА НИКЕЛЕ

Продолжительность алитирования, ч	Привес, г/см ²	Толщина слоя, мкм		
		1-го	2-го	3-го
4	62	26	10	—1
16	160	70—75	25	—2
36	245	100—110	35	—4

При нагреве алитированного никеля уменьшается твердость и изменяется толщина слоя, так как алюминий диффундирует из первого слоя во второй и затем в третий (рис. 388). Когда последний слой исчезает, наступает усиленное окисление никеля, так как вместо тугоплавкого и плотного слоя окисла $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ на поверхности образуется более рыхлый слой окисла NiO .

На нихромовом сплаве типа 80-20 марки ЭИ435 после алитирования возникают примерно те же слои, но они содержат некоторое количество хрома. После нагрева при 950°C в течение 100 и 1000 ч у алитированного сплава происходят следующие изменения в структуре (рис. 389): первый слой состоит из NiAl (560 HV), второй — из Ni_3Al (500 HV) и третий — из смеси фаз $\text{Ni}_3\text{Al} + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ (800 HV), а далее расположен твердый раствор нихрома.

После 100-ч нагрева при 950°C слой NiAl почти исчезает, второй слой состоит из Ni_3Al (450 HV), третий — из смеси карбидов $\text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ (1000—1200 HV) и Ni_3Al (600 HV).

Таким образом, с увеличением продолжительности нагрева алитированного нихрома типа 80-20 вследствие диффузии алюминия в металл наблюдается постепенное превращение интерметаллида NiAl в интерметаллид с меньшим содержанием никеля Ni_3Al . Конечно, часть алюминия идет на окисление и образование защитной пленки, но эта часть очень незначительна.

У сплава ЭИ435 алитированный слой при нагреве при 950°C изменяется, но сохраняется в течение даже 1000 ч, тогда как на чистом никеле он существует всего около 300 ч.

У сложнолегированного сплава ЭИ867 алитированный слой сохраняется еще более длительной время, чем у никеля и нихрома ЭИ435, что хорошо видно из рис. 389, в. В данном случае после 1000-ч нагрева при 950°C первый слой NiAl сохраняется, но через 2000 ч в этом слое появляются зерна фазы Ni_3Al . С увеличением продолжительности испытаний до 4000—6000 ч растет величина зерна первой фазы NiAl (560 HV) и увеличивается количество фазы Ni_3Al . Далее гетерофазная зона состоит из смеси фаз Ni_3Al и соединения типа μ -фазы; твердость Ni_3Al равна 490 HV и μ -фазы 850—1030 HV.

Испытания на длительную прочность алитированных и неалитированных образцов показали, что первые имеют практически почти такую же стойкость, как и неалитированные, или несколько меньшую. Однако поскольку в процессе эксплуатации деталей при высоких температурах разрушение начинается с поверхностных слоев вследствие одновременного действия окисления и напряжения, алитирование позволяет предупредить появление этих трещин и реально повышает эксплуатационную стойкость.

Глубина диффузионного слоя оказывает влияние на свойства и стойкость лопаток в эксплуатации и для каждого сплава ее устанавливают в определенных пределах.

Данные о влиянии алитирования на механические свойства при комнатной и высоких температурах приведены в табл. 173—175.

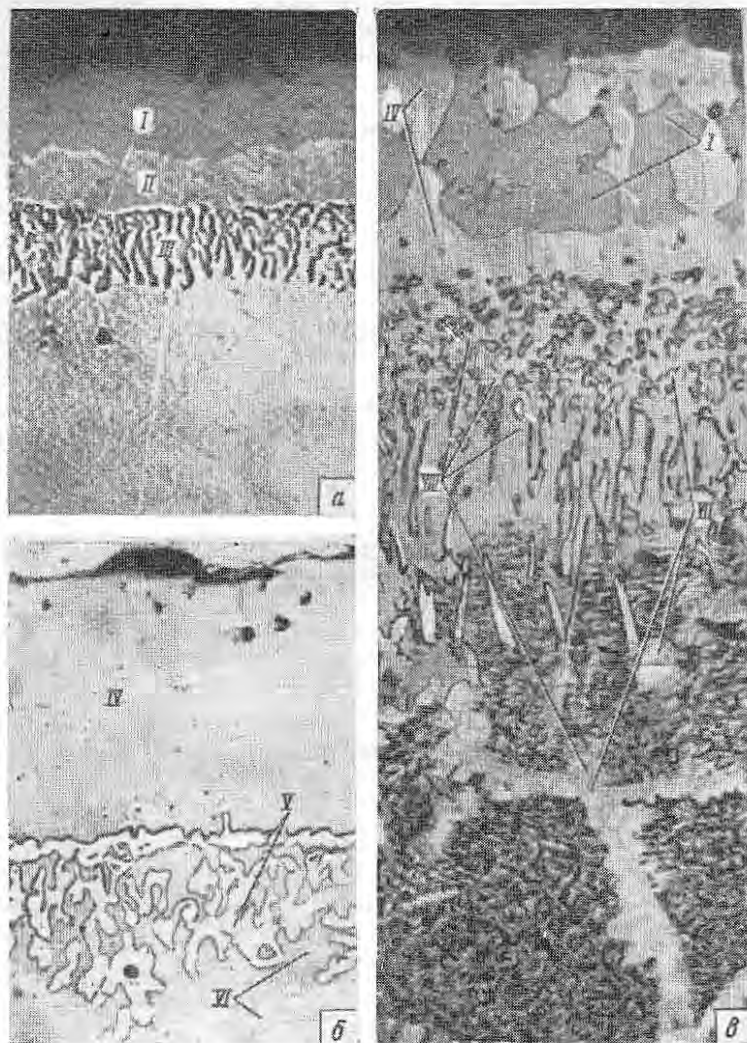


Рис. 389. Микроструктура алитированного слоя сплава ЭИ435 после нагрева в течение 100 (а) и 1000 ч (б) при 950° С, а также сплава ЭИ867 (в) после испытания при 950° С в течение 6080 ч

Позиция	Фаза	HV	Позиция	Фаза	HV
I	NiAl	560	V	$Cr_7C_3 + Cr_{23}C_6$	1000—1200
II	Ni_3Al	500	VI	Ni_3Al	600
III	$Ni_3Al + NiAl$	800	VII	—	800—1030
IV	Ni_3Al	450	VIII	Ni_3Al	490

Т А Б Л И Ц А 173. СВОЙСТВА АЛИТИРОВАННЫХ
И НЕАЛИТИРОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВОВ

Темпера- тура, °С	σ_b кг/мм ²	δ , %	ψ , %	Темпера- тура, °С	σ_b кг/мм ²	δ , %	ψ , %
<i>Сплав ЭИ867</i>				<i>Сплав ЭИ929</i>			
20	141 *	22	36	700	119	20	21
	138	23	41		114	17	19
700	103	14,5	14,5	800	103	13	18
	102	14,7	14,7		103	14,6	18
800	99	10	10	900	76	11,3	13
	100	16	16		75	10	12
900	60	17	17,3				
	61	18	18,3				

* В числителе — данные для неалитированных образцов, в знаменателе — для алитированных.

Т А Б Л И Ц А 174. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ
АЛИТИРОВАННЫХ И НЕАЛИТИРОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ

Сплав	Обработка	Режим испытания			δ , %	ψ , %
		t , °С	σ кг/мм ²	τ , ч		
ЭИ867	По ТУ Алитирование	900	22	89	3,3	4,9
		900	22	75	3,0	4,3
ЭИ929	По ТУ Алитирование	900	22	140	12,4	12,8
		900	22	127	12	14,9
ЭП220	По ТУ Алитирование	900	28	71	3,0	3,0
		900	28	60	3,6	3,2
ЖС6КП	По ТУ Алитирование	900	27	122	4,1	6,0
		900	27	103	4,5	7,3
ЖС6К (литой)	По ТУ Алитирование	975	20	31—68	4,8	6,8
		975	20	38—60	3,8	6,8
ЖСЗЛС	По ТУ Алитирование	950	13	78	14	30
		950	13	54—80	13	28
ВЖЛ-8	По ТУ Алитирование	900	17	25	10	29
		900	17	30	13	32

На рис. 390, по данным М. Ф. Алексеенко, А. Г. Андреевой, В. В. Тереховой и др., показано изменение жаростойкости (по привесу) при 1100° С сплава ЭИ867 после насыщения его различными элементами.

ТАБЛИЦА 175. СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ СПЛАВОВ, ОПРЕДЕЛЕННОЕ НА ГЛАДКИХ И НАДРЕЗАННЫХ ОБРАЗЦАХ ПРИ 10^7 ЦИКЛАХ И $t = 900^\circ \text{C}$

Сплав	Состояние	σ , кг/мм ² , образцов	
		гладких	с надрезом
ЭИ867	Без алитирования	36	19
	После алитирования	37	25
ЖС6К	Без алитирования	22	—
	После алитирования	21	—
ЖС6КП	Без алитирования	31	—
	После алитирования	30	—

Данные рис. 391 характеризуют влияние алитирования на изменение окалинстойкости (по привесу) ряда сплавов при различных температурах. Как видно, алитирование эффективно

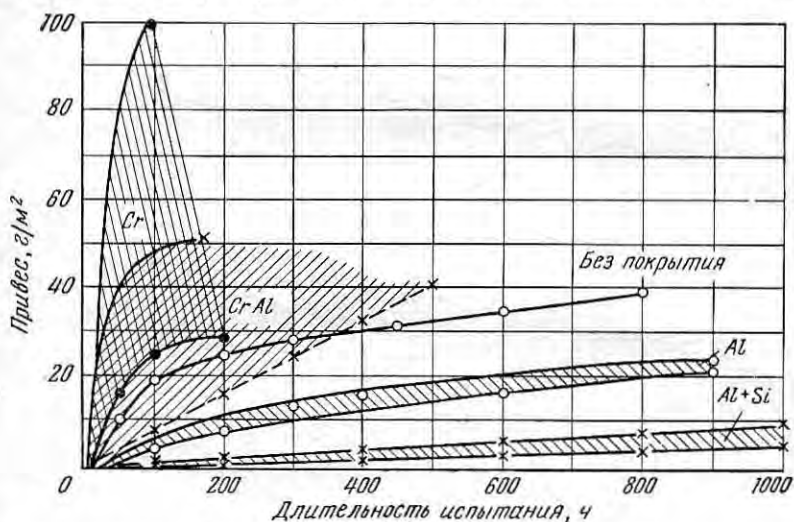


Рис. 390. Жаростойкость сплава ЭИ867 после насыщения его различными легирующими элементами при 1100°C

до 1100°C включительно: окалинстойкость всех образцов примерно одинакова. Кинетика окисления сплавов при 1000°C показана на рис. 392.

На рис. 393 и 394 показано влияние температуры и длительности насыщения на изменение глубины алитированного слоя (a) и привес сплавов ЭИ867, ЭИ929 и ЖС6К. В верхней части диаграммы (рис. 394) показано изменение твердости после алитирования в течение 2 ч, а в нижней части — в течение 6 ч при $850\text{—}1000^\circ \text{C}$.

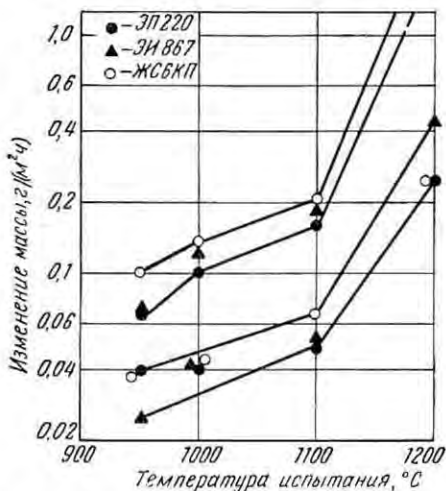


Рис. 391. Влияние алитирования на окалинстойкость сплавов ЭП220, ЭИ867 и ЖС6К в зависимости от температуры испытания. Длительность испытания 100 ч;

верхние кривые — без алитирования;
нижние — после алитирования

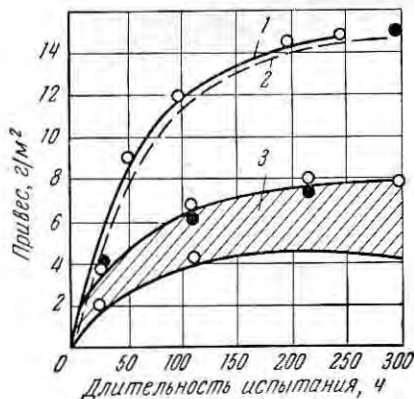


Рис. 392. Изменение окалинстойкости сплавов при 1000°С во времени: 1 — сплав ЖС6К неалитированный; 2 — сплав ЭИ867 неалитированный; 3 — сплавы ЭИ867, ЭИ929 и ЖС6К после алитирования

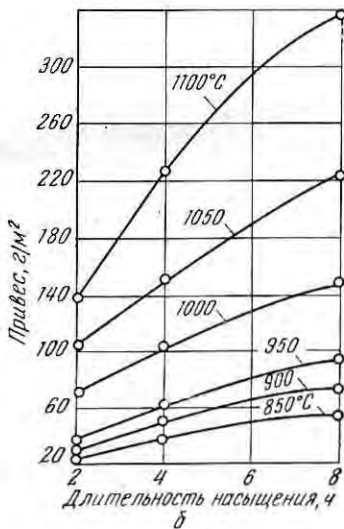
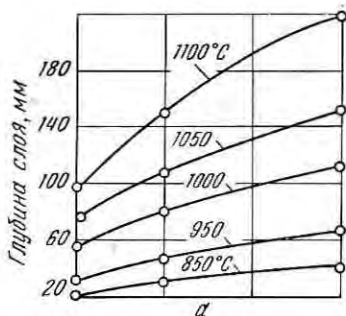


Рис. 393. Влияние температуры и продолжительности насыщения на изменение глубины алитированного слоя (а) и привеса на единицу поверхности (б) сплавов ЭИ867, ЭИ929 и ЖС6К

П. Т. Коломыцев предложил для увеличения стойкости рабочих лопаток из сплавов ЭИ437А и ЭИ437Б применять диффузионное хромоалитирование в вакууме в смеси порошков окиси алюминия, хрома и алюминиевой пудры. Обработки сплава ЭИ437Б проводят при 1080° С в течение 1—4 ч (толщина слоя меняется от 10 до 30 мкм), сплавов ЭИ617 и ЭИ826 — при 1050—1070° С, а других, более легированных сплавов — при 1200° С.

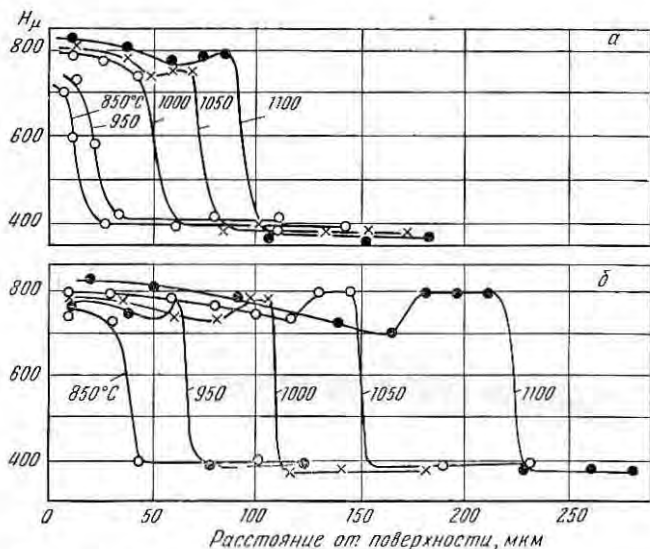


Рис. 394. Изменение микротвердости по глубине алитированного слоя сплава ЭИ867 в зависимости от температуры насыщения. Продолжительность алитирования:

а — 2 ч, б — 8 ч

Детали после хромоалитирования подвергают старению при соответствующих температурах.

Структура диффузионного слоя различна в зависимости от состава сплава. У сплава ЭИ437Б верхний серный слой состоит из соединения NiAl, следующий за ним серный слой — из χ -фазы + NiAl, а затем идут фазы типа Me_3Al ; структура этого наиболее глубокого слоя постепенно переходит к структуре основного металла: γ -твердому раствору с выделениями γ' -фазы боридных и карбидных фаз. В процессе работы деталей при высоких температурах диффузионный слой постепенно рассасывается. Так, после 800 ч работы лопаток из сплава ЭИ437Б диффузионный слой увеличивается в 1,5 раза, а содержание алюминия в верхнем слое уменьшается (рис. 395).

Использование хромоалитирования позволило в два раза увеличить срок службы лопаток из сплава ЭИ437Б.

Хромоалитирование при умеренных напряжениях повышает сопротивление усталости образцов сплава ЭИ437Б при высоких температурах (рис. 396). При высоких напряжениях возможен отрицательный эффект из-за большой деформации основного металла и малой пластичности диффузионного слоя.

В работе [402] изучали влияние комплексного насыщения сплава ЖС6К и железа одновременно двумя эле-

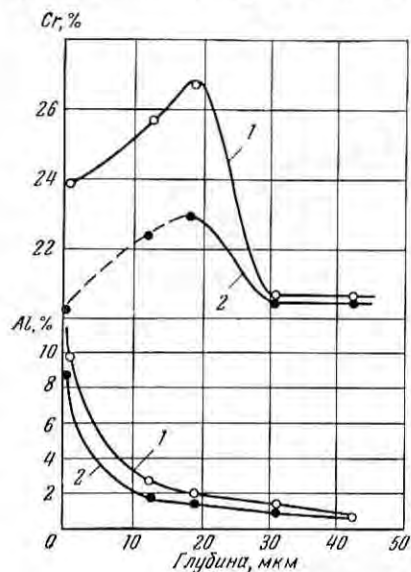


Рис. 395. Содержание хрома и алюминия в поверхностном слое хромоалитированной лопатки из сплава ЭИ437Б после 800 ч работы:

1 — спинка; 2 — корыто

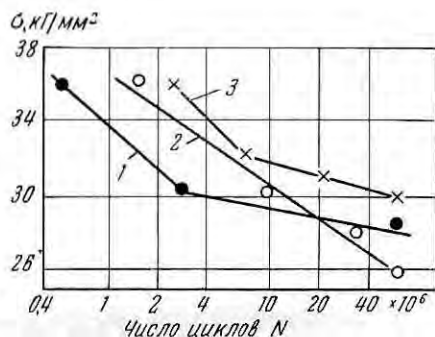


Рис. 396. Результаты испытания на выносливость образцов из сплава ЭИ437Б при 750° С:

1 — обработка по ТУ; 2 — хромоалитирование и обработка по ТУ в атмосфере аргона; 3 — хромоалитирование в вакууме и старение при 700° С в токе кислорода и на воздухе

ментами при следующих сочетаниях: Cr и Ti; Cr и S; Cr и Al; Cr и В; Al и Се; Al и Ti; Ti и Si; Ti и В; Се и В.

В результате были построены графики изменения содержания легирующих элементов в зависимости от расстояния от поверхности при 900—1200° С при продолжительности насыщения 16 ч. Однако каких-либо конкретно практических предложений в этой работе не дано.

Термическая обработка в защитных средах, атмосфере инертных газов и вакууме

В последнее время термическую обработку и нагрев при ковке и штамповке проводят в атмосфере инертных газов (аргон, гелий), в смеси азота и водорода и в вакууме. При нагреве в указанных средах резко сокращается глубина повреждаемого слоя, что позволяет значительно уменьшить припуска на механическую обра-

ботку, существенно сократить расход дорогостоящего металла и обеспечить точную штамповку деталей с минимальными припусками.

Термическая обработка в среде инертных газов

На рис. 372 показано влияние различных газовых сред на изменение содержания легирующих элементов в поверхностном слое сплава ЭИ617, а на рис. 375, а — влияние этих изменений на длительную прочность образцов с различной толщиной удаленного с поверхности слоя (после термической обработки этого сплава по ТУ).

На рис. 373 показано влияние аргона на изменение содержания бора в поверхностных слоях при термической обработке по ТУ сплава ЭИ617, а на рис. 376 — длительная прочность этого сплава после нагрева под ковку и термическую обработку при применении аргона и при нагреве в воздушной среде.

При применении в качестве защитной среды аргона сильно сокращается глубина поврежденного слоя по сравнению с нагревом в атмосфере воздуха.

Незначительный поврежденный слой удаляют механической или химической обработкой. Аналогичное влияние оказывает гелий.

Используя аргон или гелий, важно следить за их чистотой, так как примеси, даже в незначительных количествах, оказывают отрицательное влияние, резко снижая защитные свойства этих газов. К таким примесям относятся влага, углекислый газ, кислород, сернистый газ и др.

В случае повышенного количества примесей в аргоне резко изменяется состояние поверхности обработанных деталей и в зависимости от легирования на их поверхности возникает цветная пленка.

Термическая обработка в вакуумных печах

Термическая обработка в этих печах при разрежении $5 \cdot 10^{-2}$ мм рт. ст. обеспечивает высокое качество изделий без удаления припуска (табл. 176).

Из данных табл. 176 следует, что термическая обработка в вакууме позволяет получить наилучшие результаты с точки зрения устранения поврежденного слоя.

Изучение изменений микроструктуры, микротвердости, длительной прочности образцов без припуска после термической обработки в вакууме показало, что поверхностный слой сплавов ЭИ867, ЭП109, ЭИ929, ЭП220, ЖС6К, ЖС6КП практически не повреждается или повреждается на ничтожно малую глубину. Долговечность образцов без припуска или с очень малым при-

ТАБЛИЦА 176. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ*
НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА ЖС6К ПРИ 900° С
И НАПРЯЖЕНИИ 27 кг/мм²

Припуск по радиусу мм	Время до разрушения ч	Припуск по радиусу мм	Время до разрушения ч
--------------------------	--------------------------	--------------------------	--------------------------

Нагрев в открытой электрической печи, 4 ч

0,10	0; 0; 0,75	1,20	122; 187
0,30	1,7; 2; 0; 39	1,50	196
0,50	215; 217; 181	1,80	215
0,80	165; 189		

Нагрев в вакуумной печи, 3 ч

Без припуска	165; 204; 111; 178	0,20	127; 136
0,10	136; 222	0,50	242; 83

* Нагрев при 1200° С, охлаждение на воздухе.

пуском, обработанных в вакууме (при испытании на длительную прочность), высокая, значительно превышающая требования ТУ. Закалку сплавов можно производить в вакууме при разрежении от 10^{-1} до 10^{-3} мм рт. ст. Охлаждение при закалке следует вести в инертном газе или на воздухе при падении температуры с 1200—1220 до 900° С с определенной скоростью (табл. 177).

ТАБЛИЦА 177. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТЕЙ ОХЛАЖДЕНИЯ
ПРИ ЗАКАЛКЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭП109ВД

Условия охлаждения	Время охлаждения от 1220 до 900° С мин—сек	τ, ч, при 900° С и σ=27 кг/мм ²	Кратковременные испытания при 900° С			
			σ _b кг/мм ²	δ, %	ψ, %	НВ (d _{отп} , мм)
На воздухе	3—20	139	76	6,2	14	3,30
С переносом в печь при 200° С	5—00	132	74	7,8	15	3,35
С переносом в печь при 400° С	10—20	158	74	7,2	13	3,30
В печи с открытой двер- кой	56—00	98	76	9,5	18	3,40
В печи с закрытой двер- кой	5 ч 23 мин	44	67	6,2	14	3,35

Большой разницы в свойствах образцов, обработанных в вакууме при разрежении 10^{-1} и 10^{-3} мм рт. ст., не наблюдается (рис. 397).

Применение термической обработки в вакууме самостоятельно и в сочетании с усовершенствованной технологией штамповки поз-

воляет положительно решать задачу уменьшения припусков на штамповках сплавов и благодаря этому значительно уменьшить расход дорогостоящих жаропрочных сплавов.

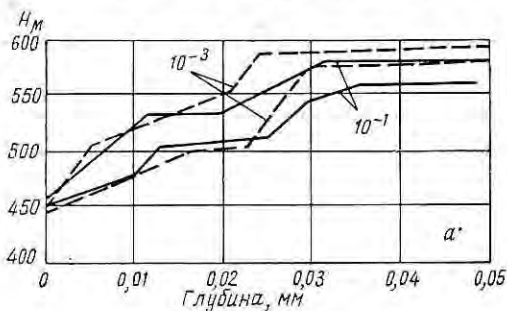


Рис. 397. Влияние термической обработки сплавов ЭП109ВД (а) и ЭИ867 (б) в вакууме на глубину изменения твердости в поверхностном слое при различном разрежении

Термическая обработка в азотоводородной смеси

В целях экономии аргона термическую обработку ряда жаропрочных сплавов предложено проводить в атмосфере чистого азота и азота с добавками 4% H_2 .

В случае чистого азота поверхностный слой жаропрочного сплава обогащается им на глубину 100—150 мкм (нитриды типа TiN); остаточный кислород, который в какой-то степени почти всегда имеется в азоте, образует включения оксидного типа, в основном Al_2O_3 , располагающиеся на глубине до 100 мкм. Слой, обедненный легирующими элементами, резко сокращается по сравнению с получаемым при термической обработке в атмосфере воздуха и для сплава ЖС6К составляет до 2—3 мкм (табл. 178).

Термическая обработка в атмосфере очищенного азота практически не изменяет длительной прочности, но несколько ухудшает пластичность в связи с образованием слоя нитридов. Поэтому целесообразно снимать поверхностный слой на глубину 0,10—0,3 мм (в зависимости от сплава).

ТА Б Л И Ц А 178. ИЗМЕНЕНИЕ СОДЕРЖАНИЯ АЗОТА
В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ СПЛАВА ЖС6К
ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В АТМОСФЕРЕ АЗОТА

Припуск, мм, на сторону	Длительная прочность при 975° С, $\sigma=20$ кг/мм ²		Глубина азотирован- ного слоя	Содержание азота %	
	τ , ч	δ , %		в изолиро- ванных фазах	в электро- лите
Без при- пуска	50	1,2	0,014	0,84	0,56
0,1	49	3,8	0,04	0,60	0,29
0,2	58	3,0	0,09	0,12	0,14
0,3	47	3,5	0,11	0,02	0,08
0,4	54	1,8	0,20	0,01	0,01
0,5	60	2,7	—	—	—
0,7	48	2,4	—	—	—

Исследование изменения содержания азота по глубине образца из сплава ЭИ617 после нагрева при закалке и старении в смеси, состоящей из 96% N₂ и 4% H₂, показало, что поверхностные слои сплава насыщаются азотом, но глубина насыщения не превышает 0,05—0,10 мм. Глубина насыщения водородом не превышает 0,02 мм. При температурах нагрева 750—1000° С сплав азотом и водородом практически не насыщается.

После полной термической обработки в азотоводородной смеси у сплава обнаруживается резко ограниченный нитридный слой глубиной 0,05—0,1 мм с иглообразными выделениями нитридов. При том же режиме термической обработки, но в атмосфере воздуха, у сплава ЭИ617 измененный слой доходит до 0,6—1,0 мм; изменения содержания бора наблюдаются даже на глубине до 1,4 мм. У сплава ЭИ867 эти изменения еще больше. Нагрев в аргоне, азотоводородной смеси и в атмосфере воздушной печи изменяет микротвердости поверхностного слоя сплава ЭИ617 после закалки и старения по режиму ТВ. Эти изменения сплава наименьшие при нагреве в азотоводородной смеси ($\leq 0,035$ мм), несколько больше в аргоне ($\leq 0,05$ мм) и максимальные в воздушной среде ($\leq 0,15$ мм).

Сравнительно небольшие изменения в поверхностном слое сплава ЭИ437Б, даже после нагрева в воздушной среде, связаны с высоким содержанием хрома и более низкой температурой закалки (1080° С) по сравнению со сплавом ЭИ617.

В результате изучения влияния низкотемпературного нагрева для старения или для снятия напряжения после механической обработки установлено, что нагрев в азотоводородной смеси и в очищенном аргоне вызывает значительно меньшие изменения в поверхностных слоях, чем нагрев в атмосфере воздуха. Эти изменения значительно меньше, чем при высокотемпературном нагреве, но и они сказываются отрицательно на длительной прочности и сопротивлении усталости, если этого слоя не удалить механическим и химическим путем.

КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СРЕДАХ

Жидкометаллические среды на основе щелочных металлов (Na, Li, K) и тяжелых металлов (Pb, Bi, Hg) используются в качестве переносчиков тепла (теплоносителей) в атомной энергетике.

Аппаратура, в которой циркулируют эти теплоносители, в той или иной степени корродирует, но эта коррозия отличается от коррозии в воде и газовых средах [403—411].

Жидкометаллические среды способны растворять металл аппаратуры и переносить элементы компонентов сплава с одного участка в другой (перенос масс из более горячих зон к холодным); в указанной среде происходит химическое взаимодействие между жидким и твердым материалом с образованием химических и интерметаллических соединений (окислы, нитриды, карбиды и интерметаллиды); жидкий металл проникает в результате диффузии в поверхностные слои твердого тела с образованием нового сплава или каких-либо соединений.

Скорость переноса масс определяется скоростями отдельных стадий этого процесса, скоростями растворения металла в горячих частях и выпадения его в холодных. Скорость коррозии зависит от температуры, давления и скоростей циркуляции масс. Иногда наблюдается избирательное растворение одного или двух компонентов сплава в жидкометаллической среде, которое сопровождается образованием пустот, рыхлот или межзеренных нарушений сплошностей металла элементов конструкции (межкристаллитная коррозия).

Степень загрязнения жидкометаллической среды окислами и нитридами от соприкосновения с воздухом и другими веществами оказывает влияние на коррозионную стойкость металла конструкции.

В движущихся и трущихся деталях конструкции в ряде случаев наблюдается задираание, заедание или самосваривание взаимодействующих частей, так как омывание их жидкометаллической средой без применения смазок способствует самосвариванию металлов. Обычные же смазки применять нельзя. Поэтому при выборе материалов для некоторых деталей (насосов) клапанов и т. п. следует подбирать специальные пары из различных материалов.

Установлено, что мягкие материалы в большей степени подвергаются самосвариванию, чем более твердые или металлокерамические.

Коррозионная стойкость металлов и сплавов в жидком натрии

В табл. 179 приведены наиболее общие данные по коррозионной стойкости материалов в жидкометаллических средах [403—418].

Данные о коррозионной стойкости некоторых металлов и сплавов в чистом неподвижном натрии приведены на рис. 398, а. Коррозионная стойкость при этих испытаниях оценивалась сле-

ТАБЛИЦА 179. ПРЕДЕЛЬНЫЕ ТЕМПЕРАТУРЫ, °С,
КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СРЕДАХ
ПРИ СТАТИЧЕСКИХ И ДИНАМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ
(по данным различных исследователей)

Материал	Металлический натрий		Металлический литий		Тяжелые теплоносители (статические испытания)		
	статические	Динамические	статические	Динамические	свинец	висмут	эвтектическая смесь
Никель	900/815	650	290	270	Нестоек		
Кобальт	900	650	—	—	—	—	—
Хром	900	—	—	—	370	730	—
Молибден	900	—	900	—	—	1000	—
Ниобий и тантал	900	—	900	—	1000	—	—
Вольфрам	900	—	—	—	—	—	—
Титан	600	—	—	—	580	—	—
Цирконий	600	—	—	—	580	—	—
Бериллий	600	—	—	—	700	1000	700
Железо	900	815	900	650	625	730	750
Углеродистая сталь	450	500	400	270	—	—	—
5%-ная хромистая сталь	550	—	—	—	—	—	—
12%-ная хромистая нержавеющая сталь	600	—	—	—	—	—	—
17—30%-ная хромистая сталь	900	815	800	—	—	—	—
1X18N9T	900	815	500	550	—	—	—
1X18N11B	850	815	—	—	—	—	—
Сталь 25-20	900	—	—	—	—	—	—
A-286	700	—	—	—	—	—	—
ЭИ211	600	—	—	—	—	—	—
X15N35	700	—	500	—	—	—	—
4X14N14B2M	800	—	500	—	—	—	—
X15N65	700	—	650	420	—	—	—
X20NMC2	900	—	500	—	—	—	—
X20N80	800	—	—	—	—	—	—
ЭИ437А	800	—	—	—	—	—	—
ЭИ437Б	800	—	—	—	—	—	—
ЭИ617	850	—	—	—	—	—	—
Хастеллой А, В, С	900	—	—	—	—	—	—
ЭИ868 (ВЖ98)	800	—	—	—	—	—	—
ЭП126 (ВЖ100)	800	—	—	—	—	—	—

дующим образом: хорошая — при скорости коррозии $< 0,025$; ограниченная — при $0,025—0,25$ и плохая — при скорости более $0,25$ мм/год.

На рис. 398, б показан температурный интервал стойкости металлов и сплавов при статическом и динамическом воздействии металлического натрия. Как видно из рисунка, чистое железо, хромистые, хромоникелевые и нержавеющие стали ферритного и аустенитного классов обладают высокой стойкостью. Хром, никель, ниобий, молибден, тантал и вольфрам также относятся к коррозионностойким в этой среде.

Сплавы на никелевой основе при более высоких температурах испытания более склонны к переносу масс (никеля), чем хромоникелевые стали аустенитного класса, содержащие меньше никеля.

Кратковременные свойства металлов и сплавов при высоких температурах в условиях действия металлического натрия, длительная прочность, сопротивление усталости, термическая стойкость, а также свойства при скручивании практически не изменяются. В присутствии окислов наблюдается понижение этих свойств в зависимости от характера действия коррозионной среды (межкристаллитное разрушение или равномерная коррозия) [411, 415].

В работах [407, 408] показано, что длительная прочность сплавов ЭИ435, ЭИ437А и ЭИ617 при испытаниях в жидком натрии выше, чем сплавов, испытанных при тех же температурах, но без натрия (рис. 399). При металлографическом анализе не обнаружено какого-либо коррозионного воздействия натрия на образцы из указанных сплавов.

В. И. Никитин [68, с. 167; 420] изучал длительную прочность сплавов ЭИ869, ЭИ765 и никелевого сплава с добавкой 10Сг, а также Мо, W в среде жидкого натрия при 750°C в статических условиях, а также в конвективном потоке натрия при перепаде температуры в 350°C (рис. 398). Установлено, что в статических условиях натрий с примесью $0,01\%$ O_2 (по массе) не оказывает влияния ни на скорость ползучести, ни на длительную прочность указанных сплавов (рис. 400 и 401).

При загрязнении жидкого натрия кислородом длительная прочность сплава ЭИ869 резко снижается (табл. 180, рис. 400). В этом же направлении влияют условия термического переноса массы.

Отмечено, что под действием напряжений, температуры и переноса масс разрушение происходит в отдельных зонах, характеризующихся повышенной концентрацией напряжений. Это способствует усиленному разрушению коррозией металла в устьях трещин и по границам зерен.

Результаты, полученные при определении длительной прочности и ползучести сплава ЭИ437Б в жидком натрии при 800°C , отличаются от данных испытаний в воздушной среде при той же температуре [419].

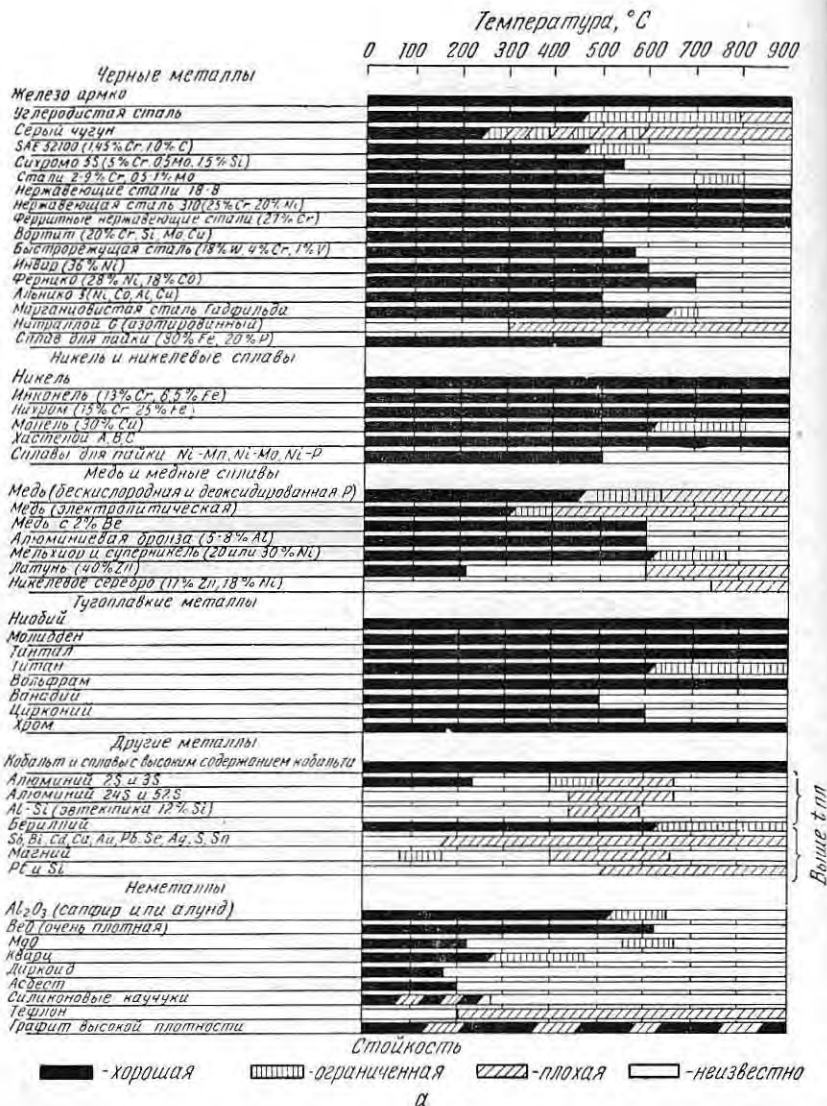
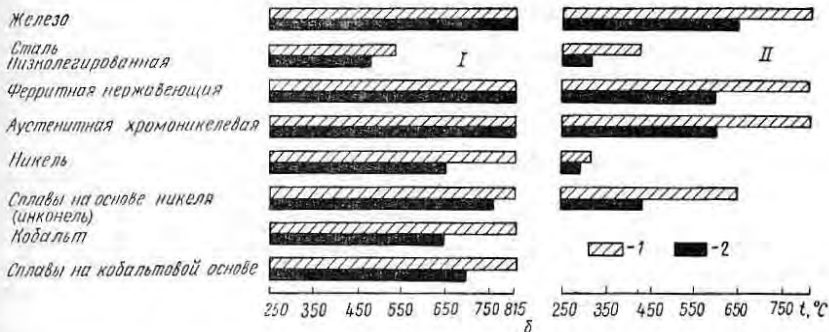


Рис. 398. Коррозионная стойкость металлов и сплавов в жидком натрии (а)-
 тических (I) и динамиче

**ТАБЛИЦА 180. ВЛИЯНИЕ КИСЛОРОДА
НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ
В СРЕДЕ ЖИДКОГО НАТРИЯ**

Марка сплава	Температура, °С	Среда	Предел длительной прочности, кг/мм ² , за время, ч		
			1000	5000	10000
ЭИ869	750	Воздух	14,0	9,5	7,5
		Натрий с 0,01 и 1% O ₂ (статика)	14,0	9,5	7,5
	800	Натрий с 0,01% O ₂ (конвекция)	9,5	6,0	5,0
		Воздух Натрий с 0,01% O ₂ (статика)	8,0 8,0	5,5 5,5	4,5 4,5
ЭИ765	750	Воздух	20,0	16,5	15,5
		Натрий с 0,01% O ₂ (статика)	20,0	16,5	15,5
Ni+10Cr+ +(Al, Mo, W)	750	Воздух Натрий с 0,01% O ₂ (статика)	26,0 26,0	21,5 21,5	19,5 19,5

При всех напряжениях скорость ползучести на первой и третьей стадиях процесса увеличивается в большей степени, чем на второй. Предполагается, что разница в поведении сплава ЭИ437Б в жидком натрии и на воздухе обусловлена абсорбционным влиянием среды, вследствие чего уменьшается количество препятствий перемещению дислокаций на границе жидкий металл — твердый сплав на первом периоде ползучести.



и температурный интервал стойкости в жидких натрии (I) и литии (II) при статических (1) и динамических (2) нагрузках (б)

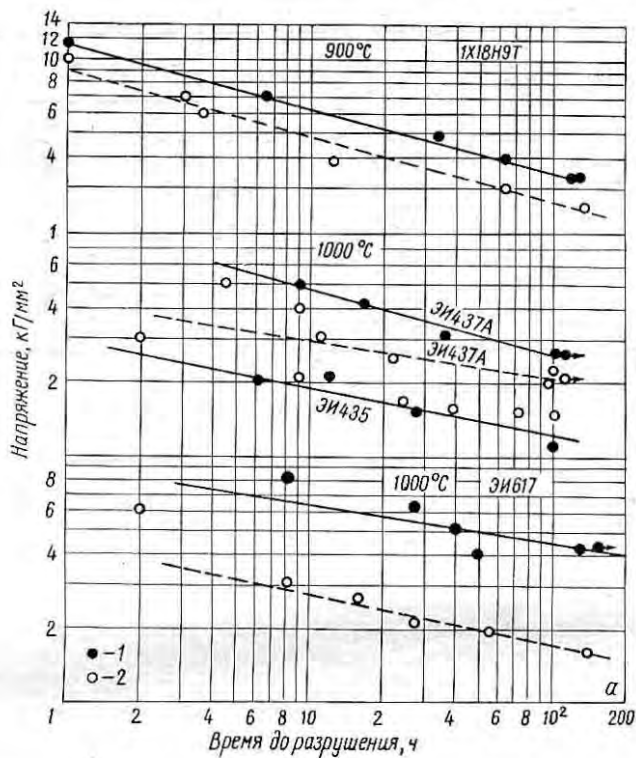


Рис. 399. Длительная прочность (а) и ползучесть (б) сплавов, испытанных в среде жидкого натрия (1) и на воздухе (2) при различных температурах

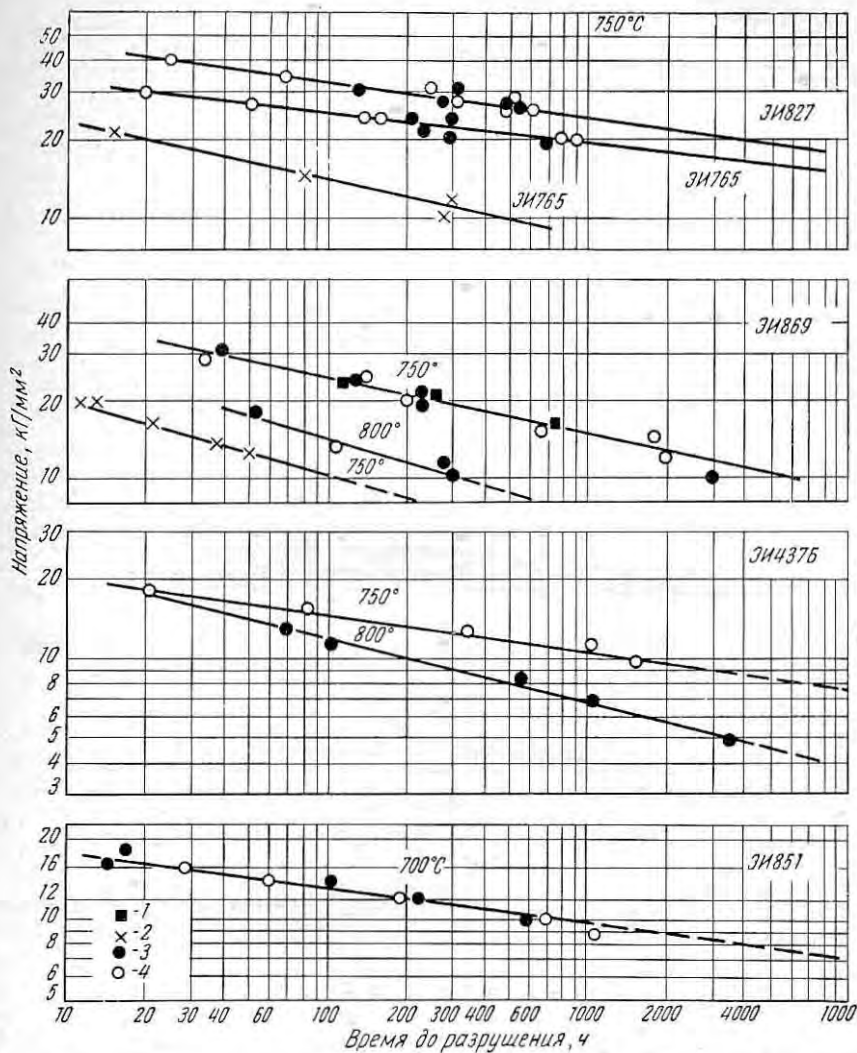


Рис. 400. Зависимость времени до разрушения никелевых сплавов от напряжения при испытании их на воздухе и в статических условиях в среде жидкого натрия с различным содержанием кислорода:

1 — жидкий натрий + 1% O₂; 2 — жидкий натрий + 10% O₂; 3 — жидкий натрий + 0,01% O₂; 4 — воздух

Однако остается неясным вопрос, почему у других сплавов на никелевой основе не наблюдается столь большой разницы в длительной прочности и изменении скоростей ползучести.

Наибольшее применение в установках с жидким натрием получила хромоникелевая аустенитная сталь типа 18-8 с присадками

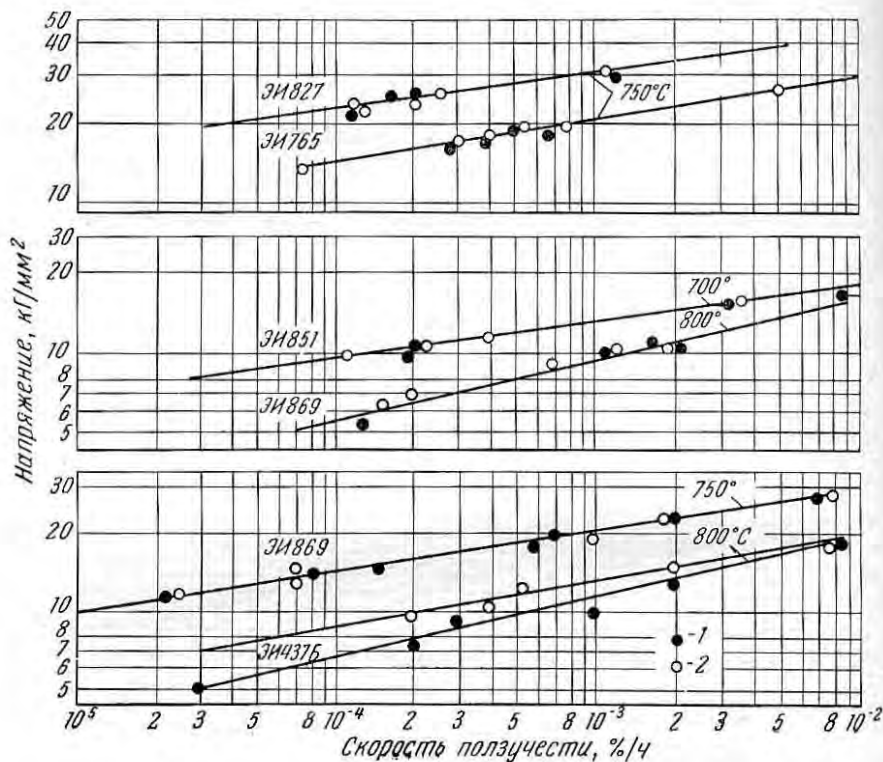


Рис. 401. Зависимость скорости установившейся ползучести никелевых сплавов от напряжения при испытании их на воздухе и в статических условиях в жидком натрии:

1 — жидкий натрий; 2 — воздух

титана или ниобия при температурах работы 500—550° С [414, 415, 421].

Отмечается, что хромоникелевая сталь типа 18-12 с 2—3% Мо может работать в энергетических установках в контакте с натрием до 600° С; для более высоких температур эксплуатации (до 800° С) можно использовать хромоникелевые стали с добавками молибдена, вольфрама, титана и др.

Из отечественных сталей рекомендуется сталь марки ВЖ100 (ЭП126).

Жаропрочные сплавы на никелевой основе, в частности сплавы ВЖ98 и ЭИ437Б, при 800—950° С оказались непригодными, так как подвержены большому переносу масс. При высоких температурах никель растворяется и оседает в контурах системы при более низких температурах.

Хром, молибден и ниобий [422] обнаруживают высокую коррозионную стойкость в жидком натрии до 1500° С [423].

Коррозионная стойкость металлов и сплавов при высоких температурах в жидком литии

Литий более агрессивен при высоких температурах, чем натрий, и вызывает более сильное растворение никеля и хрома с повышением температуры [410, 414].

Кроме того, литий обладает способностью обезуглероживать углеродсодержащие материалы и науглероживать другие части аппаратуры. Обезуглероживание сопровождается разрыхлением материала аппаратуры, а в случае избирательного обезуглероживания по границам зерен — межкристаллитным разрушением. Науглероживание (перенос углерода) идет в сторону материала, который содержит элементы, обладающие более сильной карбидообразующей способностью.

Агрессивность лития увеличивается в присутствии азота, который образует с ним нитрид (Li_3N), сильно разрушающий металл по границам зерен, особенно по карбидной сетке, а также в присутствии кислорода вследствие образования сильно действующего соединения LiOH (до 650° С и выше) и окислов лития Li_2O . Поэтому литий необходимо подвергать специальной очистке от азота и не допускать контактов его с кислородом.

При поглощении литием кислорода увеличивается растворимость в нем никеля, а в присутствии азота—хрома [424].

На рис. 402 показан температурный интервал границ использования различных металлов и сплавов в литии (по данным [412]). Из приведенных данных следует, что для аппаратуры, работающей с жидким литием, может быть использована очень ограниченная группа материалов [410]. Чистое железо [425], ниобий, тантал, молибден показывают наиболее высокую коррозионную стойкость [426—428]. Низкоуглеродистые, хромистые и хромо-никелевые нержавеющие стали, никель и никелевые сплавы, а также сплавы на основе кобальта можно применять в системах, работающих не выше 400—500° С.

Для работы в контакте с литием при более высоких температурах можно использовать тугоплавкие металлы, среди которых лучшую стойкость имеет ниобий (см. табл. 176).

В работах [416—418] приводятся результаты испытаний хромо-никелевой стали типа 25-20 в установках с принудительной циркуляцией лития при более высоких температурах (760° С).

Отмечено, что незначительный перепад температур в системе ($\sim 20^\circ \text{C}$) способствует значительному переносу металла с растворением его в горячей части и осаждением в холодной [417, 418, 429].

Испытания трубок из хромоникелевой стали типа 18-8, наполненную жидким литием и при различной атмосфере над литием, показали, что в случае контакта лития с воздухом

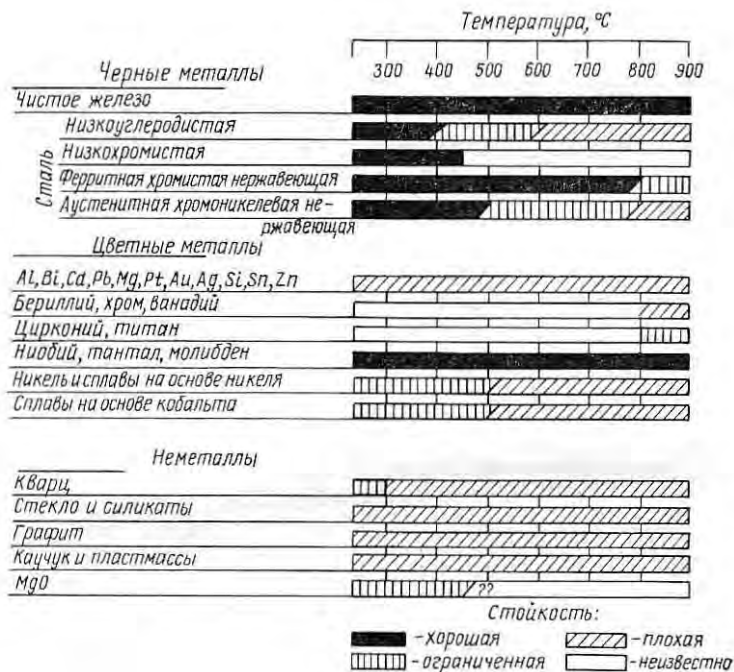


Рис. 402. Температурный интервал использования металлов и сплавов в жидком литии

при 540°C труба оказалась закупоренной металлическим осадком, перенесенным из горячей зоны, а в случае, когда над литием находилась гелиевая атмосфера, после 720 ч наблюдался небольшой перенос массы и небольшая межкристаллитная коррозия на глубину не более одного зерна. Между тем, когда в трубе под литием была атмосфера открытого воздуха, уже после испытания в течение 72 часов наблюдалась закупорка ее металлическим осадком [430].

Все это свидетельствует о больших трудностях при подборе конструкционных материалов для систем с жидким литием [403].

Коррозионная стойкость металлов и сплавов в жидких свинце, висмуте и их сплавах при высоких температурах

Свинец, висмут и их сплавы, применяемые в качестве жидкометаллических теплоносителей, значительно агрессивнее, чем щелочные металлы или их смеси [403, 431—433].

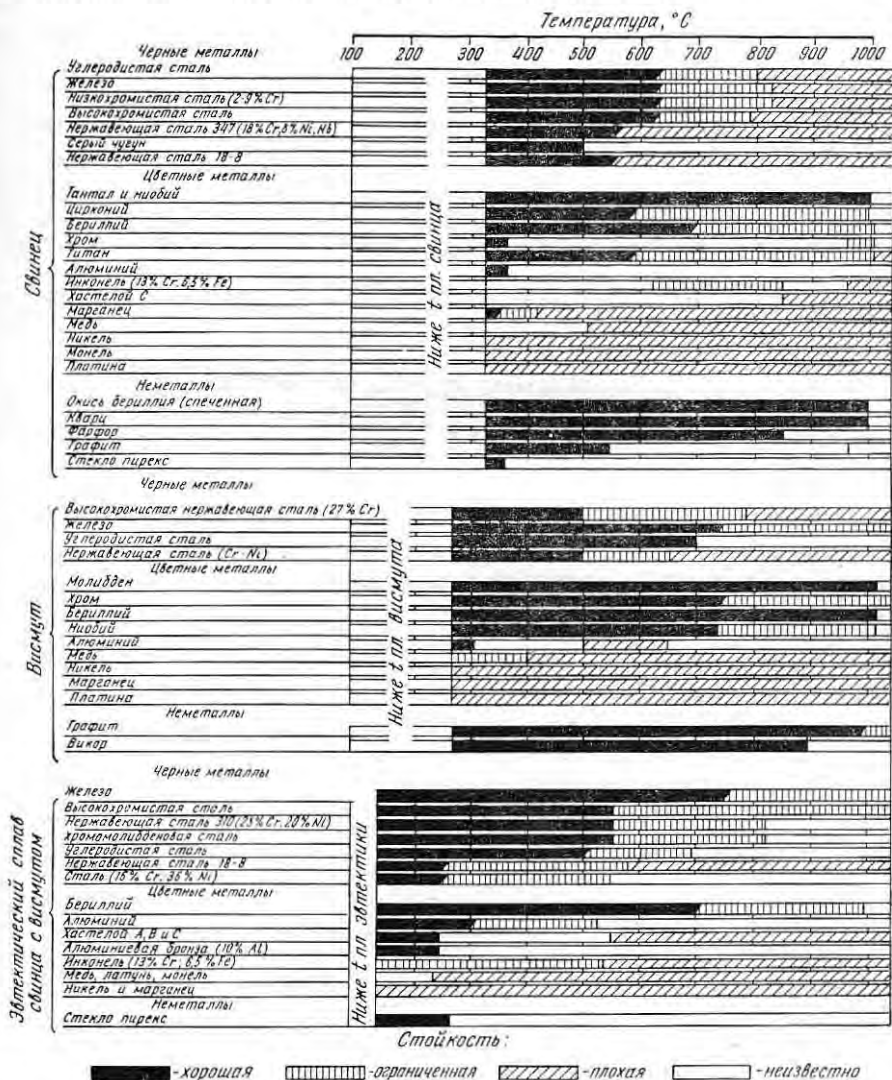


Рис.403. Коррозионная стойкость металлов и сплавов в свинце, висмуте и эвтектическом сплаве висмута со свинцом

Наиболее высокой коррозионной стойкостью в свинце (рис. 403) отличаются тантал и ниобий. Железо, углеродистая сталь, хромистые и хромоникелевые нержавеющие стали хорошо противостоят коррозии и обладают стойкостью до 500—600° С. При более высоких температурах их стойкость понижается и наблюдается преимущественное растворение по границам зерен. Стали перлитного класса хорошо сопротивляются действию свинца до 600° С. Хромистые нержавеющие стали ферритного и мартенситного классов (1X13, X17, 0X13Ю) отличаются высокой коррозионной стойкостью до 540° С.

Сталь 18-8 при 600° С показала невысокую коррозионную стойкость и скорость коррозии составила 1 мм/год. Лучшей коррозионной стойкостью в неподвижном свинце обладает хромоникелевая аустенитная сталь 0X18Н11Б при 540° С [434].

В работах [434] показано, что хромоникелевые аустенитные стали хуже противостоят коррозии при 540—600° С в свинце, чем стали ферритного и перлитного классов. Меньшая стойкость хромоникелевых сталей объясняется избирательным растворением никеля в свинце.

Никель и никелевые сплавы имеют низкую коррозионную стойкость в жидком свинце, подвергаясь общей и особенно избирательной коррозии.

Висмут действует на конструкционные стали и сплавы аналогично свинцу, но он более агрессивен. Железо и углеродистая сталь стойки до 730—700° С, нержавеющие стали (1X13, X27, 1X18Н9, 0X18Н11Б) — до 400° С, молибден — до 1000° С, а хром — только до 700° С. Легирование железа кремнием (трансформаторное железо) повышает коррозионную стойкость в жидком висмуте и его сплавах.

Нержавеющие стали (0X19Н9, 1X18Н9Т, 0X18Н11Б) при 500° С показывают худшую коррозионную стойкость в жидком висмуте и его сплавах, чем в свинце. Коррозионная стойкость указанных сплавов в эвтектической смеси свинца и висмута еще ниже (см. рис. 403).

Железо и низкоуглеродистые стали отличаются высокой коррозионной стойкостью в эвтектической смеси до 730—570° С, хромистая нержавеющая сталь и хромоникелевая сталь типа 25-20 (ЭИ417) — до 500° С, а хромоникелевые стали типа 18-8 и 16-35 — до 300° С [434]. Никель и его сплавы обладают очень низкой коррозионной стойкостью в эвтектическом сплаве свинца с висмутом. Стали с повышенным содержанием кремния более стойки в указанной смеси.

Влияние циркулирующей эвтектической смеси на коррозионную стойкость конструкционных материалов рассматривается в работах [434—438].

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА УПРОЧНЕНИЕ И РАЗУПРОЧНЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Изучение влияния облучения на свойства сталей и сплавов представляет большой теоретический и практический интерес в связи с применением их в атомной энергетике различного назначения.

Малоуглеродистые и низколегированные стали используют при изготовлении деталей корпусов реакторов и для трубопроводов петлевых каналов, работающих под большим давлением при температурах до 300—350° С.

Нержавеющие хромистые стали в ряде случаев применяют для элементов конструкций активной зоны (оболочки тепловыделяющих элементов), а хромоникелевые аустенитные стали и сплавы — для теплообменной аппаратуры, включая активную зону.

Наиболее сильному облучению подвергаются материалы, работающие в активной зоне реактора (оболочки тепловыделяющих элементов и регулирующих стержней, трубопроводы, по которым циркулируют теплоносители).

Под воздействием облучения в структуре сталей и сплавов происходят различные изменения, которые отражаются на их механических, физических и коррозионных свойствах. В ряде случаев это воздействие настолько сильное, что нарушается работоспособность системы, а это в условиях службы реактора совершенно недопустимо.

Действие облучения на структуру и свойства малоуглеродистой и низколегированных сталей и закономерности в изменении свойств рассмотрены в работах [439, 443, 444], а его влияние на свойства нержавеющей сталей — частично в книге автора [9] и в работах [445—451, 439—442].

Исследований о влиянии различных видов облучения, возникающих при ядерных процессах, на свойства сталей и сплавов при комнатных температурах имеется много [439, 445—451]. Однако данных о воздействии этого облучения на свойства сплавов при высоких температурах сравнительно мало.

Наиболее сильное и глубокое изменение свойств материалов вызывает облучение нейтронами, протонами, дейтронами и α -частицами. Меньшее изменение свойств в металлах и сплавах происходит при облучении электронами и γ -частицами.

При взаимодействии нейтронов, протонов и дейтронов с металлом в его кристаллической решетке образуются вакансии, так как атомы твердого тела, получившие энергию от столкновения с нейтронами, выбиваются из своих регулярных положений в решетке

Т А Б Л И Ц А 181. ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Металл	Состояние материала	Условия облучения		Микро- твердость кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	S_k кг/мм ²	δ , %	a_k кг·М/см ²
		нейтрон/см ²	t, °C					
Никель	Отжиг при 800° С, 1 ч	(1—1,5)·10 ²⁰	250-300	114 207	40 62	187 178	59 34	4,3 3,3
Медь	Отжиг при 700° С, 1 ч	(1—5)·10 ²⁰	250-300	82 105	22 25	69 64	59 35	14 6
Железо	То же	(1—5)·10 ²⁰	250-300	126 235	35 58	90 98	40 13	3,4 0,35
Алюминий	Отжиг	(1—5)·10 ²⁰	250-300	33 29	7,1 7,3	70 53	34 32	3,6 5,9
1X18H9T	Закалка с 1100° С, вода	2,43·10 ²⁰	80	—	62	22*	71	24
1X18H9T	Стабилизация при 850° С	3,1·10 ²⁰	80	—	80	65*	36	8,2
1X18H9	Закалка с 1100° С, вода	3,1·10 ²⁰	80	157	64	27*	66	—
1X18H9T	То же	3,1·10 ²⁰	80	252	70	58*	36	—
1X18H12	» »	3,1·10 ²⁰	80	150	62	—	69	—
1X18H12M2T	» »	3,1·10 ²⁰	80	260	71	—	47	—
1X18H17	» »	3,1·10 ²⁰	80	135	63	—	77	—
Инконель	Г Н Г	4,5·10 ¹⁹	80	143	75	—	49	—
			80	235	54	—	65	—
			20	175	74	—	31	—
Инконель X	Г	4,5·10 ¹⁹	20	241	81	—	29	—
			20	131	106	—	—	—
			20	232	121	—	37	—
			20	240	88	—	23	—
			20	209	93	—	—	—
			20	265	—	—	—	—

Инконель Х	Н	4,5·10 ¹⁹	20	—	122 143	—	—	—
Хастеллой С (деформированный)	Г	4,5·10 ¹⁹	20	—	143	—	—	—
	Н	4,5·10 ¹⁹	20	—	97	—	20	12
Хастеллой С (литой)	Г	4,5·10 ¹⁹	20	—	100	—	—	—
	Н	4,5·10 ¹⁹	20	—	139	—	—	—
ЭИ437Б	По ТУ	7·10 ¹⁹	~150	—	155	—	—	—
	По ТУ	7·10 ¹⁹	~150	—	53	—	—	—
ЭИ696М	Закалка с 1000°С, масло+старение 750°С, 16 ч, 650°С, 16 ч, воздух (мелкое зерно)	2·10 ¹⁷	150-200	—	73	—	—	—
	Закалка с 1120°С, масло+старение 780°С, 16 ч+620°С, 10 ч	2·10 ¹⁷	150-200	—	78	—	—	—
ЭИ696М	Закалка с 1100°С, 3 ч, масло+780°С, 16 ч+620°С, 10 ч, воздух	7·10 ¹⁹	150	—	103	—	—	—
	Закалка с 1080—1120°С, воздух	4,36·10 ²⁰	100-120	—	88	—	—	—
Х20Н30ВМБ		2,5·10 ¹⁷	100-150	—	87	—	—	—
					100	—	—	—
					135	—	—	—
					135	—	—	—
					113	—	—	—
					130	—	—	—
					103	—	—	—
					101	—	—	—
					86	—	—	—
					113	—	—	—
					86	—	—	—
					93	—	—	—
					85	—	—	—
					101	—	—	—
					85	—	—	—
					96	—	—	—
					36	—	—	—
					77	—	—	—
					36	—	—	—
					45	—	—	—
					20	—	—	—
					13	—	—	—
					35	—	—	—
					26	—	—	—
					16	—	—	—
					12	—	—	—
					85	—	—	—
					70	—	—	—
					71	—	—	—
					38	—	—	—
					51	—	—	—
					96	—	—	—
					108	—	—	—

Примечания: 1. В числителе указаны значения до испытаний, в знаменателе — после испытаний. 2. Г — гладкий образец, Н — образец с надрезом. 3. Звездочкой отмечены значения предела текучести.

и внедряются в междоузлия. Происходит образование «френкелевой пары».

При соударении нейтрона с атомами решетки возникают не только одинарные смещения, но и многократные, т. е. выбивание из угла кристаллической решетки большого количества атомов.

Если выбитый от столкновения с нейтронами или осколками деления атом обладает достаточно большой энергией, он может в свою очередь выбить соседний атом из узла решетки и произвести локальные изменения в ней на значительном протяжении. Отмечается возможность резкого и весьма локального повышения температуры до $10\,000^\circ\text{K}$ за очень короткий промежуток времени (около 10^{-11} сек).

Когда же выбитый и внедренный в междоузлие атом обладает недостаточным запасом энергии для образования «френкелевой пары», он при остановке вызывает искажение кристаллической решетки с образованием зон смещения.

Механические свойства металлов и сплавов, определяемые при комнатных температурах, под действием нейтронного облучения изменяются в следующих направлениях: твердость и прочностные свойства повышаются, а пластические уменьшаются. При этом изменение свойств тем сильнее, чем выше интегральный поток, т. е. энергия облучения [439].

При высоких температурах механические свойства (жаропрочность) изменяются различно в зависимости от температуры испытания; при пониженных температурах — ниже температуры рекристаллизации и возврата — наблюдается упрочнение, а при высоких — более сильное их снижение. Действие облучения определяется не только величиной энергии облучения, но и природой металла, его кристаллической решетки, химическим составом, степенью легирования и термической обработкой.

В табл. 181 показано влияние облучения на механические свойства нескольких металлов и сплавов при комнатных температурах.

Как следует из этих данных, облучение вызывает упрочнение металлов и сплавов. Исключение составляет алюминий, на который облучение (при $250\text{—}300^\circ\text{C}$) оказывает такое же действие, что и отжиг. Механические свойства меди и никеля под действием облучения изменялись в меньшей степени, чем свойства железа. Изменения предела прочности и пластичности нержавеющей стали марки 1X18H9T и инконеля были сравнительно невелики.

Облучение также влияет на электросопротивление, плотность и другие свойства металлов и сплавов. Нагрев полученных металлов и сплавов снимает искажения и разупрочняет материал, но это разупрочнение происходит при несколько более высоких температурах, чем у обычно наклепанного материала (рис. 404).

На рис. 405 показано влияние интегрального потока на изменение механических свойств образцов аустенитной стали 1X18H9T, взятых из внутренней оболочки тепловыделяющего элемента (ТВЭЛ) реактора [439—441], а на рис. 406 — изменение свойств

сталей типа 18-8 (AISI-347 и AISI-348) при температуре облучения 100 и 290° С.

Более сильные изменения пластичности у стали 1X18H9T, вероятно, связаны с тем, что оболочки ТВЭЛов работают в более напряженном состоянии.

В случае ряда гомогенных сплавов облучение при повышенных температурах, а также последующий нагрев облученного материала приводят к устранению образовавшихся дефектов.

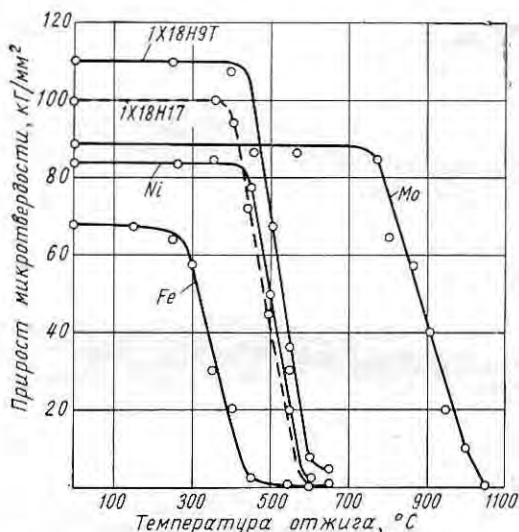


Рис. 404. Изменение прироста микротвердости облученных металлов и сплавов в зависимости от температуры отжига

Низкотемпературное упрочнение в результате облучения связано с образованием радиационных дефектов в материале. Эти дефекты неустойчивы и при последующем нагреве при соответствующих температурах исчезают.

В аустенитных сталях, облученных ниже 350° С, эти дефекты исчезают при температурах последующего нагрева 420—650° С, однако более эффективное их снятие происходит при температурах нагрева, составляющих 0,5—0,55 $T_{пл}$.

Облучение оказывает большое влияние на свойства сплавов, что хорошо иллюстрируется, в частности, кривыми деформации (рис. 407).

Влияние облучения в незначительной степени сказывается на свойствах нестареющих гомогенных сталей и сплавов (аустенитных) и резко отрицательно — на свойствах дисперсионно твердеющих.

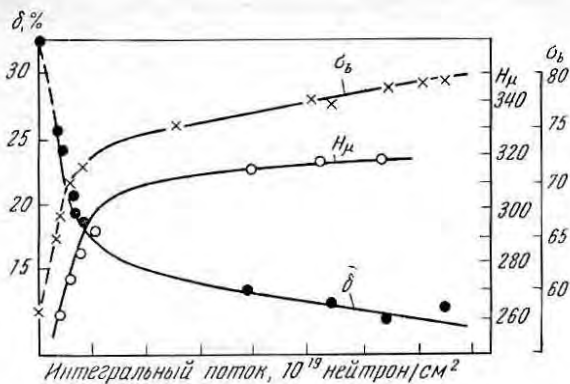


Рис. 405. Изменение свойств внутренней оболочки тепловыделяющего элемента реактора АЭС из стали 1X18H9T в зависимости от интегрального потока быстрых нейтронов

Рис. 406. Изменение свойств [аустенитной стали типа 18-8 (AISI-347 и 348) в зависимости от интегрального потока при температуре облучения 290 (штриховые линии) и 100° С (сплошные)

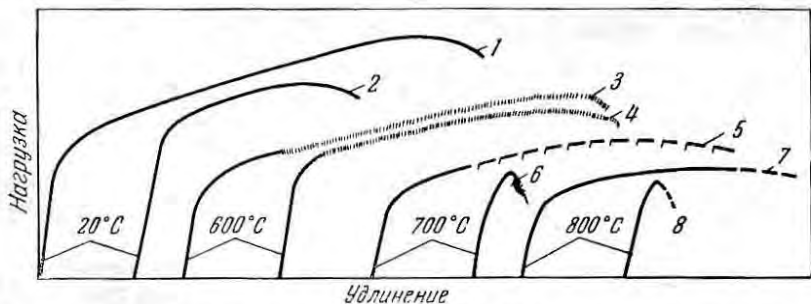
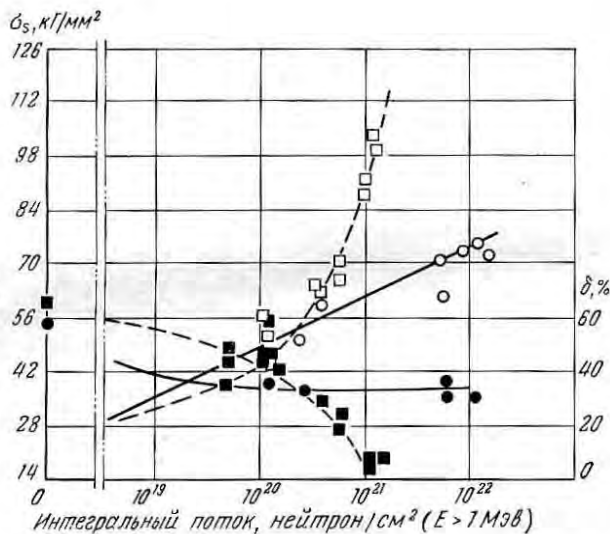


Рис. 407. Кривые деформации сплава ЖИ868 при различных температурах: 1, 3, 5, 7 — без облучения; 2, 4, 6, 8 — после облучения

На рис. 408 показано влияние нейтронного потока на изменение механических свойств ряда сплавов (кратковременные испытания на разрыв). Во всех случаях у облученных образцов отмечается падение пластичности. Пределы прочности и текучести образцов у сталей 1X18H9T, ЭИ435 больше, чем при отсутствии облучения, так как увеличивается количество радиационных дефектов [439—442].

У сплавов ЭИ437Б, ХН60В под действием очень интенсивного потока пределы прочности и текучести снижаются.

Очень сильное влияние облучения на изменение свойств дисперсионно твердеющих сплавов выявлено на стали марки ЭИ696 (ЭП33) и сплава ЭИ437Б [442], а в зарубежной практике — на стали А-286 и сплаве инконель Х [447].

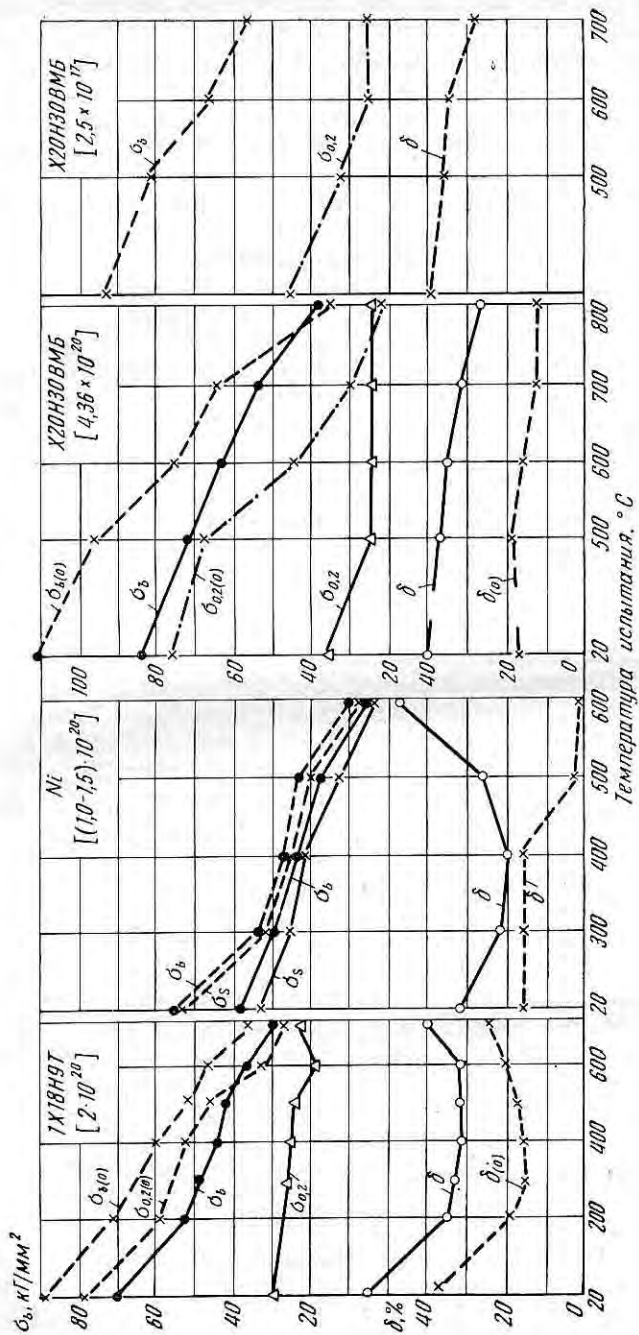
Длительная прочность этих сплавов в результате облучения падает катастрофически и не восстанавливается после соответствующего нагрева (табл. 182, рис. 409).

Сплав ЭИ437Б после действия интегрального потока $1-3 \times 10^2$ нейтрон/см² при испытании на длительную прочность при температуре 750° С и напряжении 35 кг/мм² разрушается мгновенно (5 сек), тогда как без облучения при этих условиях испытания сплав разрушается через 25—50 ч. Если же снизить постоянно приложенное напряжение до 5 кг/мм², то образцы после облучения имеют примерно 60-ч стойкость.

Согласно данным [442], наблюдается большая разница в структуре облученных и необлученных образцов. В частности, у дисперсионно твердеющих сплавов разрушение после облучения происходит по границам зерен, а у необлученных образцов оно протекает по зерну или наблюдается смешанный характер разрушения (по зерну и по границам). Предполагается, что в результате сильного нейтронного облучения у дисперсионно твердеющих сплавов происходят более глубокие изменения в составе, характеризующиеся реакциями следующего типа: $V^{51}(n, \alpha) \rightarrow He^4$ и $N^{14}(n, p) Co^{58} \rightarrow H$, т. е. образуется газовая фаза, вероятнее всего водород. Образование водорода и гелия и скопление их по границам зерен приводит к ослаблению связей между ними и резкому снижению жаропрочности. Накопление вакансий по границам зерен способствует диффузии водорода в эти места и разрушению сплава по границам зерен. Интегральный поток меньшей силы (2×10^{17} нейтрон/см² вместо $1-3 \cdot 10^{20}$) оказывает значительно меньшее влияние и сталь ЭИ696М в этих условиях достаточно стойка (табл. 182).

Значительно меньшее или очень малое влияние оказывает нейтронный поток на гомогенные стали и сплавы (1X18H9T, ЭИ435, ХН60В (ЭИ868), Х20Н30ВМБ, не склонные к интенсивному дисперсионному твердению (рис. 410).

На рис. 411 показано влияние облучения в активной зоне реакторов МТR и ОРR на время до разрушения трубы из сплава инконель (без Х) при 815° С.



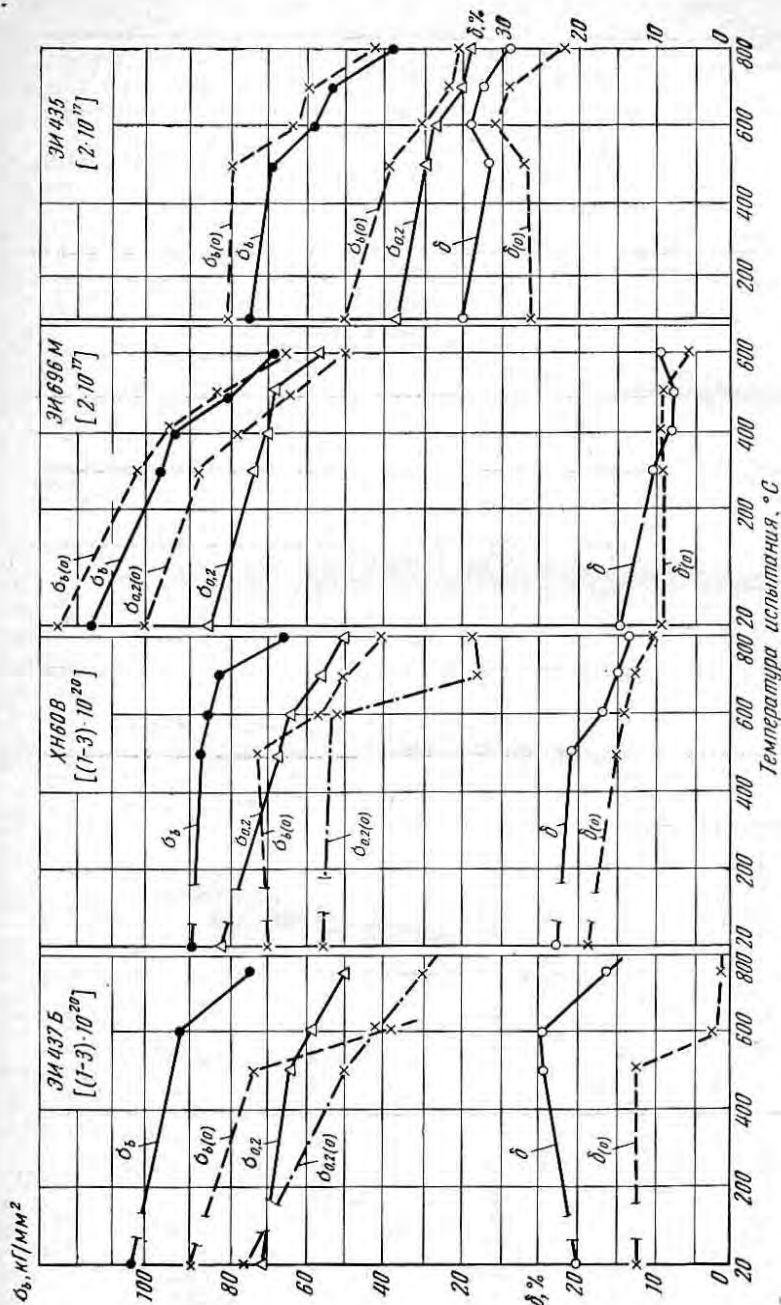


Рис. 408 Изменение механических свойств сталей и сплавов в зависимости от температуры испытания до и после облучения (O) потоками нейтронов различной интенсивности

ТАБЛИЦА 182. ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Сплав	Термическая обработка	Интегральный поток нейтронов/cm	t, °C	D, кГ/мм ²	τ, ч		δ, %	
					до облучения	после облучения	до облучения	после облучения
ЭИ435	Закалка с 980—1020° C, воз- дух	2·10 ¹⁷ при 150-200° C	750	14	10-14	5-8	—	—
					53-77	34-57	—	—
ХН60В (ЭИ868, ВЖ98)	Закалка с 1140±20° C, воз- дух	(1-3)·10 ²⁰ при 150-200° C	800	12	140-230	56-95	—	—
					41-72	10-17	—	—
					17-30	3-8	39	5,0
ЭИ437Б	Закалка с 1080° C, 8 ч, воз- дух + старение при 700° C, 16 ч	(1-3)·10 ²⁰ при 150-200° C	750	35	24-45	5 сек	—	—
					>1000	5 »	—	—
					≥1000	0,5-5	—	—
					≥1000	50-60	—	—
					800	2,6	15-28	17
				4	—	8-43	—	

Сплав	Термическая обработка	Интегральный поток нейтронов/ см^2	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{кг/мм}^2$	$\tau, \text{ч}$		$\delta, \%$	
					до облучения	после облучения	до облучения	после облучения
ЭИ696М	Закалка с 1120°C , 3 ч, масло + старение при 780°C , 16 ч + 620°C , 10 ч, воздух (среднее и укрупненное зерно)	$(1-3) \cdot 10^{20}$ при $150-200^\circ\text{C}$	750	35	25-48	5 лет	—	—
				17,5	>1000	0,5-3	—	—
				8	≤ 10000	10-21	—	—
		5	≥ 1000	21-165	—	—		
		750	35	30-50	0,5	—	—	
		30	>150	34-54	—	—		
ЭИ696М		$2,0 \cdot 10^{17}$	650	50	35-78	11-50	—	—
				45	>100	67-96	—	—
			750	35	32-40	7-11	—	—
				30	92-167	44-105	—	—
ЭИ696М		$2,0 \cdot 10^{17}$	650	50	90-140	28-65	—	—
				45	>100	51-91	—	—
Сталь Х20Н30ВМБ	Закалка с $1080-1120^\circ\text{C}$, воздух	$4 \cdot 10^{20}$ при $150-200^\circ\text{C}$	750	20	—	38-40	—	—
				17	—	120-130	—	—
			800	17	—	13-14	40	7
				13	—	142-150	—	—

Приведенные данные свидетельствуют о том, что для работы при высоких температурах в условиях ядерных установок подобрать нержавеющие и высокожаропрочные сплавы не так просто.

Нержавеющие и окалиностойкие хромоникелевые стали типа 20-25 с ниобием ($Nb \geq 10\% C$) или 15-35 с 0,02% C применяют для

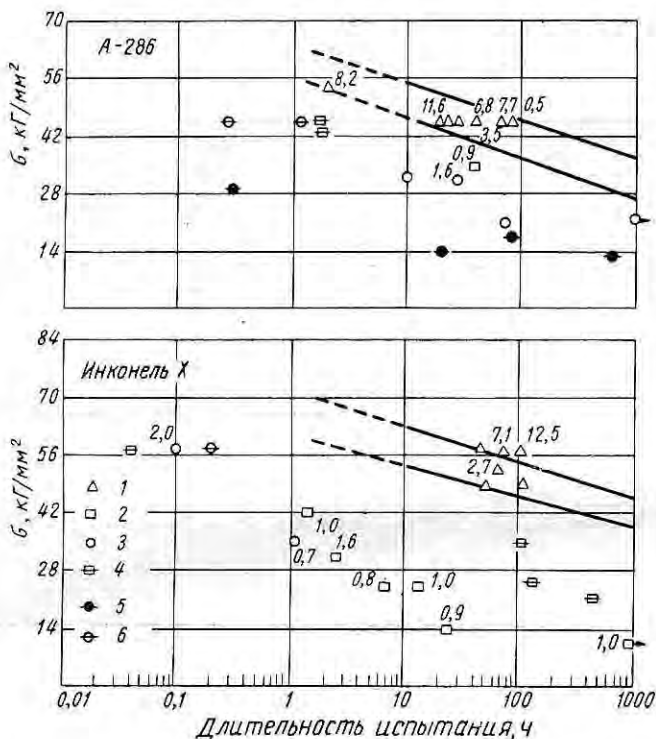


Рис. 409. Длительная прочность стали А-286 и сплава инконель X до и после облучения при температуре испытания 650° С:

1 — необлученные образцы; 2 — после облучения в реакторе при 49° С в течение 462 ч при потоке тепловых нейтронов $8,5 \cdot 10^{20}$ и быстрых нейтронов $7,0 \times 10^{20}$ нейтрон/см²; 3 — то же, но после облучения отжиг в течение 24 ч при 650° С; 4 — после облучения при 79° С в течение 342 ч при потоке тепловых нейтронов $1,2 \times 10^{19}$ и быстрых $3,4 \times 10^{18}$ нейтрон/см²; 5 — то же, но после облучения отжиг в течение 24 ч при 650° С (образцы с надрезом); 6 — то же, образцы гладкие

держателей и оболочек регулирующих стержней и оболочек ядерного горючего, но к ним предъявляют особые требования в отношении концентрации ряда элементов. Так, считается обязательным содержание углерода менее 0,02—0,03% и по возможности минимальное содержание кобальта, бора, титана и алюминия.

Стали и сплавы для этих целей изготавливают методами двойного вакуумного переплава.

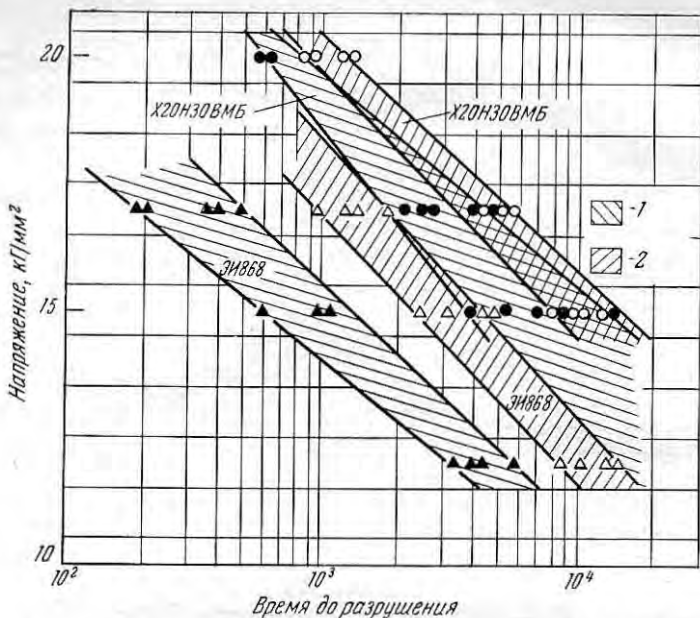


Рис. 410. Влияние облучения на длительную прочность (время до разрушения в минутах): сплавов ЭИ868 и Х20Н30ВМБ при 800° С. Температура облучения 150—200° С; интенсивность интегрального потока $(1 \div 3) \cdot 10^{20}$ нейтрон/см²:

1 — после облучения; 2 — без облучения

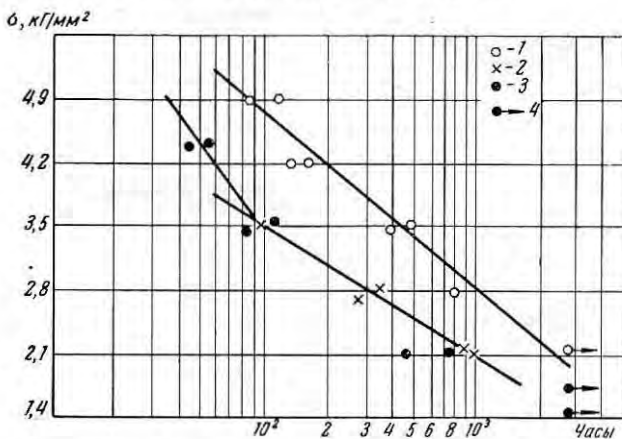


Рис. 411. Длительная прочность гомогенного сплава инконель (тип 16Fe-15Cr-Ni), испытанного под давлением в виде труб при 815° С после выдержки в активной зоне реакторов MTR и ORR:

1 — исходное состояние; 2 — после выдержки в зоне реактора MTR; 3 — то же, реактора ORR; 4 — образец не разрушился

ТАБЛИЦА 183. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 20-25
ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

$t_{\text{исп}}$ °С	E кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	σ_{100} кг/мм ²	σ_{1000} кг/мм ²	σ_{10000} кг/мм ²
20	21 400	52	18	48	78	—	—	—
300	19 060	42	12	38	74	—	—	—
400	18 230	42	12	—	74	—	—	—
500	17 440	42	12	39	73	—	—	—
600	16 580	37	10	42	74	—	—	—
650	—	35	10	45	69	18	12,3	6,8
750	—	25	11	68	77	9,3	5,7	1,9

Примечание. Термическая обработка: закалка с 1050° С, 1 ч, воздух.

В табл. 183 приведены свойства нержавеющей стали типа 20-25 (R-35) английской фирмы Джесоп [452], рекомендуемой для работы в условиях ядерного облучения до 750° С. Сталь 20-25 обладает высокой жаростойкостью в сухом и влажном углекислом газе и чистом аргоне, а также в условиях контакта с двуокисью урана. После 500-ч выдержки при 750° С сталь имеет достаточно высокую стабильность механических свойств.

ВЫПЛАВКА И ОБРАБОТКА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Эксплуатационные свойства жаропрочных сплавов во многом зависят от технологии их производства: чистоты применяемых шихтовых материалов, методов выплавки, условий разливки и кристаллизации, технологии горячей обработки давлением, условий механической обработки и последующей термической и химико-термической обработки.

Следует еще раз подчеркнуть, что несоблюдение хотя бы одного из элементов технологии обработки деталей из жаропрочных сплавов может резко и отрицательно сказаться на эксплуатационной надежности деталей.

Влияние методов выплавки и разливки на жаропрочные свойства

Стали и сплавы выплавляют различными методами: в электродуговых печах емкостью до 5 т и в отдельных случаях до 20 т, в вакуумных и открытых индукционных печах емкостью 0,5—40 т, в вакуумных электродуговых печах с расходуемым электродом, в электродуговых печах с расходуемым электродом под слоем специального шлака (электрошлаковый переплав) и в особых случаях, когда требуется очень высокая чистота, — методами электронно-лучевой и плазменной плавки.

Металл для литых деталей из жаропрочных сплавов изготавливают теми же методами, но в печах меньшего размера с разливкой на воздухе, в вакууме или аргоне в песчаные или керамические формы (точное литье или литье по выплавляемым моделям).

Способы выплавки наряду с чистотой шихтовых материалов (отсутствие вредных примесей: свинца, олова, сурьмы, висмута, серы и др.) [5, 14, 17] оказывают большое влияние на уровень жаропрочных свойств сплавов, а также и на стабильность этих свойств.

Поглощение при выплавке кислорода, азота и водорода — одна из причин пониженной жаропрочности сплавов и их плохой технологичности. Кислород, взаимодействуя с расплавленным металлом, образует трудно растворимые тугоплавкие окислы хрома, алюминия и титана [5]. Эти окислы при застывании обволакивают кристаллы металла и служат причиной образования плен.

Азот в сложнелегированных труднодеформируемых жаропрочных сплавах вреден тем, что, взаимодействуя с хромом, титаном и алюминием, образует тугоплавкие нитриды или карбонитриды, часто в виде ликвационных скоплений. Эти скопления ухудшают

пластичность сплава при горячей обработке давлением и, следовательно, его технологичность.

В связи с этим, как правило, уделяют особое внимание полноте раскисления сплава, устранению контакта расплавленного металла с кислородом и азотом в процессе выплавки и разливки.

Это достигается различными способами: обработкой шлаками и особенно выплавкой и разливкой жаропрочных сплавов в вакууме, когда обеспечивается более полное удаление кислорода и азота из металла; для ряда сложнoleгированных сплавов с содержанием $\Sigma (Ti+Al) \geq 5\%$ применение этого метода обязательно [15]. Выплавленный и разлитый в вакууме сплав имеет лучшую способность

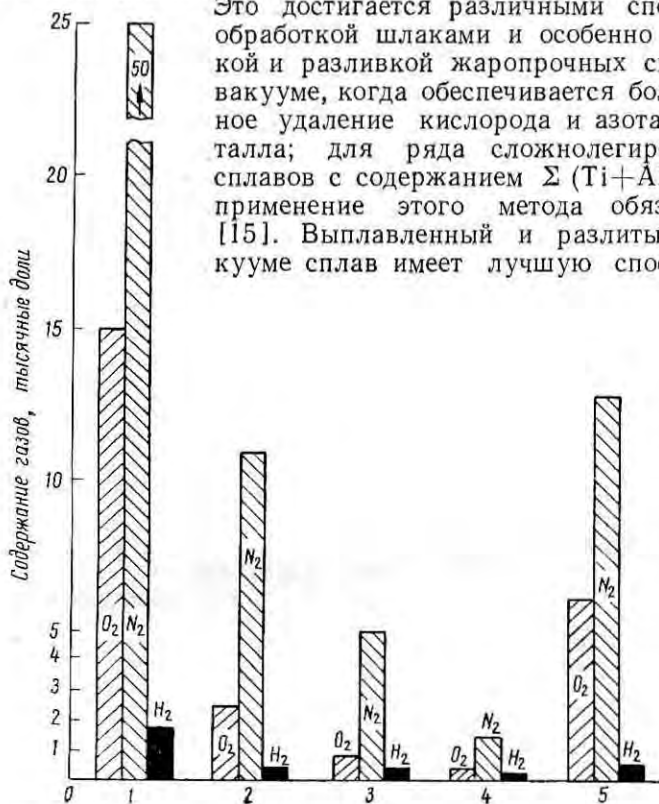


Рис. 412. Влияние различных методов выплавки жаропрочного сплава на содержание в нем кислорода, азота и водорода:

1 — открытая дуговая печь; 2 — то же + вакуумная дуговая печь; 3 — индукционная вакуумная печь; 4 — двойной вакуумный переплав; 5 — открытая дуговая печь с последующей дегазацией в вакууме

к горячей обработке давлением, обладает лучшим сочетанием жаропрочности и пластичности и высокой эксплуатационной стойкостью.

Для повышения чистоты металла открытой плавки производят вакуумирование металла в ковше с последующей разливкой его в среде чистого аргона.

Следует отметить, что выплавка жаропрочных сплавов в вакууме способствует также понижению содержания вредных для

жаропрочных свойств примесей серы, свинца, олова, сурьмы и висмута. В сплавах на никелевой основе, выплавляемых в вакууме, снижают содержание кремния и марганца, которые крайне нежелательны, так как отрицательно влияют на жаропрочность.

На рис. 412 показано влияние различных методов выплавки жаропрочного сплава на содержание в нем кислорода, азота и

$\alpha_k, \text{кгм/см}^2$

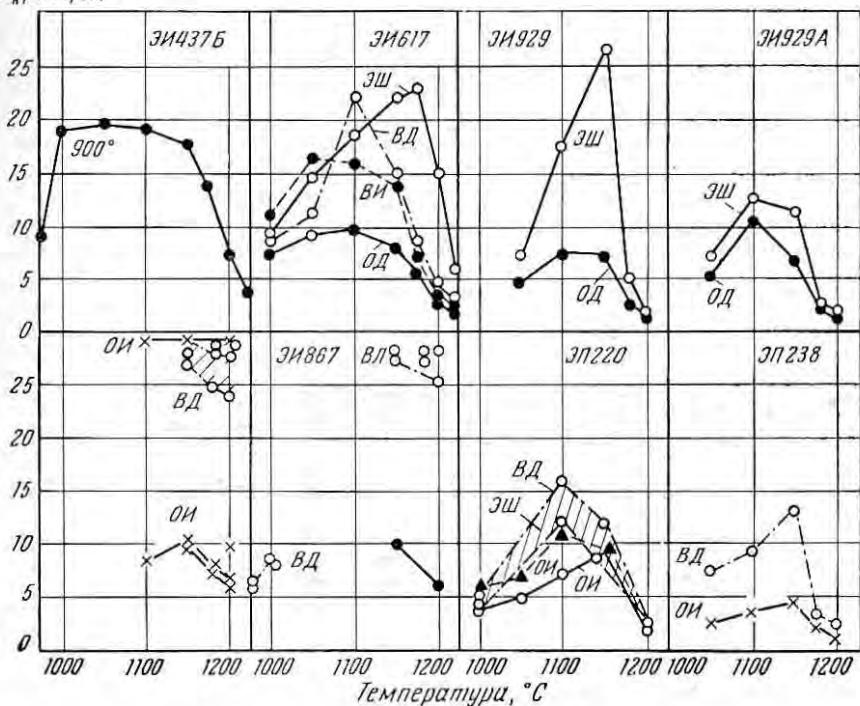


Рис. 413. Влияние методов выплавки жаропрочных сплавов на ударную вязкость при высоких температурах:

ОИ — открытая индукционная плавка; ЭШ — электрошлаковый переплав; ВД — вакуумный дуговой переплав; ВИ — вакуумная индукционная плавка; ОД — открытая дуговая плавка

водорода, а на рис. 413 — на ударную вязкость сплавов при температурах горячей обработки давлением.

Отмечено [236], что в сплаве ЭИ437Б, полученном методами электрошлакового переплава и вакуумно-дуговой плавки, процессы растворения γ' -фазы идут более интенсивно, чем в металле, полученном открытой дуговой плавкой, но температура полного растворения одна и та же: 960—1000° С. Отмечается большая разница в технологической пластичности, определяемой по числу скручиваний.

В работе [238] показано, что вакуумная индукционная плавка и вакуумно-дуговой переплав повышают пластические свойства сплавов ЭИ617 и ЭИ598 как при температурах горячей обработки, так и при рабочих температурах.

В табл. 184 показано влияние различных способов выплавки на свойства некоторых жаропрочных сплавов при высоких температурах.

ТАБЛИЦА 184. ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ ВЫПЛАВКИ НА СВОЙСТВА СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Сплав	Способ выплавки*	Длительные испытания на разрыв					Кратковременные испытания			
		$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{кг/мм}^2$	$\tau, \text{ч}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$
ЭИ696М	ОД	—	—	—	—	—	20	98	12	14
	ВД	—	—	—	—	—	20	97	18	20
	ОД	700	40	232	6,2	10	700	—	—	—
	ОД	700	40	135 **	—	—	—	—	—	—
	ВД	700	40	1500 **	—	—	—	—	—	—
	ОД	750	30	157	13	40	—	—	—	—
	ВД	750	30	176	23	52	—	—	—	—
ЭИ617	ОД	850	20	82	3—5	8—12	800	78	5,0	10
	ВД	850	20	105	6—12	12—25	800	81	11	16
	ЭШ	850	20	117	—	—	800	81	7,4	14
	ОИ	850	20	81	—	—	800	82	13	16
	ВИ	850	20	99	—	—	800	80	10	15
ЭИ929	ОИ	900	22	100—175	—	—	800	85	5	11
							900	61	11	21
	ЭШ	900	22	120	—	—	800	85	8	12
							900	62	18	26
ЭИ696М-Л	ОИ	800	18	47	15	37	20	90	7	13
	ВИ	800	18	86	20	45	20	90	16	24

* ОД — открытая дуговая плавка; ВД — вакуумный дуговой переплав; ЭШ — электрошлаковый переплав; ОИ — открытая индукционная плавка; ВИ — вакуумная индукционная плавка. ** Образцы с надрезом, радиус 0,10 мм.

Вакуумный переплав улучшает жаропрочные характеристики сплавов, при этом значительно возрастает удлинение и сужение поперечного сечения. Горячая обработка давлением сплавов стала возможной в широком интервале температур.

Из указанных данных следует, что при двойном вакуумном переплаве достигается наиболее полное удаление газов (O_2 , N_2 , H_2).

Для улучшения горячей обработки давлением сложнолегированные сплавы на никелевой и железной основах следует выплавлять в вакуумных печах. При выплавке и разливке литых жаропрочных сплавов на никелевой и железной основах, содержащих титан, алюминий и др., в вакууме резко сокращается брак по пленам: с 90 до 5—10%.

Точные сложные отливки (цельнолитые роторы, сопловые аппараты и др.) выплавкой в открытых печах с обычной разливкой практически не удалось получить в связи с загрязнением их включениями, наличием плен и связанной с этим малой жаропрочностью.

Применение вакуумной выплавки с последующим вакуумным переплавом при изготовлении точного литья дало положительные результаты [5].

Выплавка в электродуговых печах

Хромистые и хромоникелевые теплоустойчивые нержавеющие и жаропрочные стали выплавляют общепринятыми методами [453—458] с применением высокохромистых и хромоникелевых отходов определенного состава, а в отдельных случаях — на свежих шихтовых материалах. Чаще всего выплавку ведут с окислением расплавленной шихты продувкой кислородом и последующим восстановлением 75%-ным ферросилицием с рафинировкой металла под белым шлаком.

В качестве шихты используют отходы жаропрочных сталей того же состава, что и выплавляемый сплав, в количестве от 30 до 60% и отходы других сталей, близких по составу. Кроме того, в шихту добавляют мягкое железо, феррохром и никель. Перед завалкой металлической шихты на подину дают около 2% хорошо просушенной извести и около 1% плавикового шпата от массы металлической шихты. Шихту располагают так: в середине подины кладут мягкое железо, на него никель и отходы, а феррохром — по откосам подины. При выплавке жаропрочных никелевых сплавов количество отходов составляет 20—40% и в отдельных случаях — не более 50%.

Большую часть периода плавки ведут при максимальном напряжении, а заканчивают ее — при среднем и малом. В процессе расплавления поддерживают жидкоподвижный шлак, для чего в печь добавляют известь и плавиковый шпат. Содержание углерода в металле по расплавлению шихты должно быть на 0,03—0,05% ниже верхнего предела. Затем первый шлак скачивают и наводят новый, известковый. Раскисление ведут смесь в виде порошка, состоящей из 75%-ного ферросилиция и кокса с применением боркалька и алюминия в виде порошка (не более 1 кг). Раскисление и рафинировку ведут под белым шлаком, на который за 30 мин до выпуска дают силикокальций в количестве 2—3 кг/т при постоянном перемешивании расплавленного металла.

В случае присадок феррониобия и ферротитана шлак удаляют на 90—95% и за 15—20 мин до выпуска добавляют подогретые ферросплавы. Перед выпуском металл проверяют на ковкость.

Во втором периоде плавки и перед выпуском необходимо следить за тем, чтобы расплавленный металл не поглощал водорода из влажных шихтовых легирующих материалов, так как это способствует образованию пористости металла в слитках. Поэтому феррохром и металлический хром перед присадкой подогревают до красного каления; известь, ферросилиций и другие шихтовые материалы должны быть хорошо просушены.

Высокохромистый расплавленный металл сильно поглощает из атмосферы печи азот; поэтому азот в небольших количествах (0,03—0,06%) всегда присутствует в стали. При неблагоприятных условиях может поглощаться до 0,10—0,15% азота. Во избежание насыщения стали азотом поверхность расплавленного металла должна быть хорошо защищена шлаком.

При изготовлении сложнолегированных окалиностойких и жаропрочных сталей в окончательный период (перед выпуском) в расплавленный металл вводят небольшие количества щелочно-земельных и редких металлов (кальций, церий, мишметалл), а при изготовлении жаропрочных никелевых сплавов — бор, барий, церий, цирконий, лантан и др.

Способы выплавки сталей и сплавов в электродуговых печах и процессы, протекающие при этом, освещены в работах [453—456].

Титансодержащие жаропрочные сплавы выплавляют с применением никельалюминийтитанистых и никельтитаножелезных лигатур, изготовляемых специальным способом.

Выплавка жаропрочных сталей и сплавов в вакууме

За последние 10 лет произошли большие изменения в металлургии выплавки и разливки жаропрочных и окалиностойких сталей и сплавов. Выплавка в открытых индукционных печах и открытых электродуговых печах постепенно заменяется выплавкой в вакуумных печах различного типа. Применяются следующие способы вакуумной плавки: 1) вакуумно-индукционная плавка; 2) вакуумно-дуговая плавка с расходуемым электродом; 3) дуплекс-процесс — выплавка в вакуумно-индукционных печах и переплав в вакуумно-дуговых; 4) электронно-лучевая плавка; 5) плазменная плавка.

Кроме того, возможен следующий вариант: выплавка сплавов в обычных электрических дуговых печах с дегазацией расплавленного металла в вакууме (ковше) и разливкой в аргоне на слитки соответствующего развеса, перерабатываемые в полуфабрикаты.

Этот же способ применим для получения электродов для последующего вакуумно-дугового переплава. На заводе фирмы Каме-

рон (США) электроды для вакуумно-дугового переплава изготовляют в 40-*т* вакуумно-индукционной печи с разливкой в вакууме, а также электродуговой 35-*т* печи с дегазацией металла в ковше.

Таким же образом можно получать электроды для электрошлакового переплава.

За рубежом наибольшее применение получил метод двойного вакуумного переплава: выплавка электродов в больших вакуумно-индукционных печах с последующей переплавкой их в вакуумно-дуговых печах с расходуемым электродом.

В нашей стране при изготовлении конструкционных и нержавеющих сталей наиболее широко используется более экономичный метод выплавки — электрошлаковый переплав.

Важнейший процесс при производстве жаропрочных и окалиностойких сплавов — изготовление электрода.

Выплавка электродов в открытых электродуговых печах, несмотря на последующий переплав в вакуумно-дуговых, не всегда обеспечивает требуемое качество, так как время для дегазации при переплаве (изготовлении сплава) очень мало и не все примеси удаляются из быстрозастывающего металла.

Большое влияние на свойства сплавов и их способность к горячей обработке давлением оказывают условия кристаллизации. Кристаллизация в быстро охлаждаемых изложницах при вакуумно-дуговом переплаве обеспечивает образование более мелкой структуры с более равномерным распределением примесей, если технология процесса и скорости застывания соответствующим образом отрегулированы. При неправильном ведении плавки возможна грубозернистая структура, свищи, несплошности и «послойная» кристаллизация, приводящая к резкой анизотропии свойств.

Способы производства жаропрочных сплавов различными методами описаны в работах [236, 262, 263, 459—466, 208, 209, 238].

В работе [464] приводятся свойства и технология изготовления открытого и вакуумного точного литья некоторых жаропрочных сплавов (G-18B, WF-176, HR Краун Макс, HS-31, S-816, G-34, нимокаст 90, 242 и 258, G-39, GMR-235). Показано, что плавка в вакууме повышает чистоту металла и улучшает пластические свойства при кратковременных и длительных испытаниях, но мало увеличивает жаропрочность.

Изучение влияния различных методов выплавки на свойства отечественных жаропрочных сплавов позволило автору сделать следующие обобщения.

1. Различные методы выплавки: открытая дуговая плавка, открытая индукционная плавка, вакуумный дуговой переплав, вакуумный индукционный переплав и электрошлаковый переплав — неоднозначно влияют на свойства жаропрочных сплавов. Это зависит от состава исходного материала и способа последующего переплава.

2. Как правило, вакуумный дуговой переплав не оказывает большого влияния на прочностные свойства сплавов, но повышает их пластичность, определяемую при кратковременных и длительных испытаниях при высоких температурах. Вакуумный дуговой переплав увеличивает технологическую пластичность при температурах горячей обработки сплавов давлением, что имеет большое значение для улучшения качества готовых деталей и повышения их однородности. Это особенно важно для более сложнелегированных жаропрочных труднодеформируемых сплавов (сплавы типа ЭИ929 и ЭИ867, нимоник 115, удимет 700, ЭИ219, ЭП105 и др.), так как низкая технологическая пластичность металла открытых плавок служит препятствием для их широкого использования в промышленности.

3. Вакуумный дуговой переплав улучшает качество деталей, способствуя устранению ликвационных скоплений.

4. Индукционной вакуумной плавкой получают металл высокого качества при условии подбора оптимального сечения слитка. Последнее необходимо для достижения соответствующей кристаллической структуры.

5. Электрошлаковый переплав повышает технологическую пластичность сплавов на железной основе средней жаропрочности и легированности, а также свойства высокожаропрочных сплавов.

6. При оценке качества деталей, изготовленных из металла открытых и вакуумных плавок, необходимо учитывать вес или размер слитков, степень горячей деформации, величину зерна или степень разнотерности и строжайше соблюдать режимы горячей обработки давлением и термической обработки. Только при соблюдении этих условий можно получить преимущества от применения того или иного метода выплавки сплава.

Установлено, что в процессе вакуумного переплава может сильно изменяться содержание легирующих элементов, примесей и рафинирующих малых добавок (кальций, церий и магний), которые оказывают сильное влияние на технологическую пластичность и длительную прочность. Поэтому необходимо обращать особое внимание на содержание этих элементов и их распределение.

Технология точного литья деталей из жаропрочных сталей и сплавов

Метод точного литья деталей по выплавляемым восковым моделям в керамические формы получил широкое применение в 1941—1945 гг. в США и затем в 1946—1948 гг. был освоен в нашей стране. В настоящее время имеется обширная литература по этому вопросу, а наиболее полно он освещен в работах [91, 262, 263, 467—469].

Технология точного литья отличается от технологии обычного тем, что металл заливают в горячие керамические формы, которые изготавливают следующим образом. Сначала выполняют восковую

модель детали, на которую наносят пленки из керамической массы в виде сметанообразной массы, состоящей из кварцевого и какого-либо другого огнеупорного материала, замешанного на жидком этилсиликате или жидком стекле. В результате взаимодействия этилсиликата, соляной кислоты и воды происходит гидролиз этилсиликата и пленка схватывается. Затем восковую модель с этой пленкой устанавливают в контейнерах из жаростойкой стали и заливают керамической полужидкой массой. При просушивании происходит схватывание керамической массы с последующим вытапливанием модельной восковой массы.

Затем форма нагревается в печи при высоких температурах (800—1000° С). В прокаленную горячую форму, установленную у печи, выливают металл. При охлаждении форму разбивают и отливки различными способами очищают от остатков керамики.

В качестве модельных воскообразных масс в отечественной промышленности применяют [469]: ПС (50% парафина, 50% стеарина); ПСК (65% парафина, 33% стеарина и 1—3% касторового масла); ПСП (50% парафина, 44% стеарина и 5—7% полиэтилена); КПЦ-1Б (78—80% канифоли, 5% парафина, 15% церезина и 1% борной кислоты); карбамидные массы типа МБ на основе мочевины (95—97% мочевины и 3—5% борной кислоты). В последнее время используют модельные массы на основе буроугольного воска типа БПС (30% буроугольного воска, 50% парафина и 20% стеарина).

Для керамических обмазок (суспензий) применяют огнеупоры тончайшего помола из кварцевого песка, электрокорунд, кварцевый песок более крупного помола, шамотную крошку как обсыпочный материал и материал для заполнения форм (контейнеров). В качестве связующих используют гидролизированный этилсиликат с этиловым спиртом, соляной кислотой, жидкое стекло высоких модулей. В суспензию, приготовленную на пылевидном кварце, часто добавляют шамот, окись алюминия, двуокись циркония и другие огнеупорные вещества для повышения прочности и огнеупорности керамической оболочки.

Для каждого сплава или группы сплавов подбирают оптимальную суспензию и наполнители формы и устанавливают определенные режимы просушки и прокалики, а также температуры нагрева керамических форм перед заливкой их сплавом [469].

Сплавы на никелевой основе выплавляют в электрических печах с хромомagneзитовой футеровкой или футеровкой из окиси магния. В качестве шихты используют специально изготовленный для переплава сплав в виде чушек и отходы в виде литников и выпоров.

Потери легирующих элементов можно свести к минимуму быстрым расплавлением шихты с минимальной выдержкой при температуре перед заливкой металла в формы. Однако возможны небольшие потери титана и алюминия, количество которых зависит от способа выплавки. Так, при переплавке сплава нимокаст 258

в 10-кг высокочастотной печи при длительности плавки 11—18 мин потери составляют примерно 0,1% Ti и 0,3% Al. Эти потери могут быть компенсированы введением в полностью расплавленную шихту лигатуры титан-алюминий (60% Ti) и чистого алюминия [467]. Согласно данным [469], при выплавке жаропрочных сталей угар составляет: 2% Cr, 15% V, 30% Ti, 10% Mn, 10% Al; никель, вольфрам и молибден угара не дают.

Чтобы свести к минимуму потери легирующих элементов вследствие окисления, рекомендуется поверхность относительно больших плавов обрабатывать шлаками известь — криолит или известь — плакиновый шпат, что обычно невозможно при небольших плавках.

Следует особо следить за содержанием железа, меди, свинца и других примесей, которые в больших количествах вредно влияют на литейные и другие свойства отливок при высоких температурах. Допускаемые пределы по примесям железа указаны в справочниках химического состава сплавов; содержание меди не должно превышать 0,2%, а свинца 0,005%.

Во время выплавки возможно попадание внутрь металла окисных плен, в частности окислов хрома или алюминия. Наличие в сплаве 0,4% Si (желательно вместе с 0,3% Mn) препятствует образованию включений окиси хрома, поэтому сплавы, не содержащие алюминия, дополнительного раскисления не требуют.

Включения в никельхромтитаноалюминиевых сплавах в большинстве случаев представляют собой окись алюминия и находятся на поверхности отливки, а также попадают внутрь ее. Количество этих включений можно свести к минимуму добавкой примерно 0,03% Ca (в виде металлического кальция или 30%-ной Ca—Si-лигатуры) непосредственно перед разливкой при перемешивании ванны. Добавку кальция следует тщательно регулировать, так как его содержание не должно превышать 0,02%. Можно обеспечить полное отсутствие окисных плен при литье в защитной атмосфере или в случае плавки и литья в вакууме.

Сплав, выплавленный в вакууме, можно успешно переплавить в инертной атмосфере (аргон, гелий).

При конструировании форм для точного литья или литья в землю необходимо стремиться получить гладкую поверхность и правильную конструкцию литниковой системы, чтобы уменьшить турбулентность металла. Требуется также предусмотреть большие выпоры, которые могли бы компенсировать большую усадку при затвердевании и обеспечить свободное сжатие отливок. Усадка в твердом состоянии составляет примерно 21 мм/м.

Если при литье в землю или в оболочковые формы сплавы, содержащие титан, не взаимодействуют с материалом формы, то при точном литье может возникнуть неблагоприятная реакция при соприкосновении нагретой формы с кварцевым песком или силикатом натрия, применяемым в качестве связующего материала. В таких случаях предпочитают использовать в качестве облицо-

вочного керамического материала двуокись циркония, связанного гидролизированным этилсиликатом.

Как показала отечественная практика, в случае конструкционных нержавеющей сталей температура металла перед выпуском должна составлять 1600—1620° С, а при заливке формы 1500—1580° С; для теплостойких высоколегированных сталей она должна быть 1570—1590 и не ниже 1480° С соответственно.

Для жаропрочных сплавов температура заливки колеблется в интервале 1410—1500° С. Оптимальные свойства сталей достигаются в том случае, если температура заливки превышает температуру плавления на 60—120° С. При заливке металла в формы при более высоких температурах качество его снижается.

Согласно данным [467], при точном литье лопаток соплового аппарата из сплава нимокаст 242 достаточно, чтобы температура металла составляла 1410° С, т. е. была на 40° С выше температуры ликвидуса. Получаемые отливки имеют хороший внешний вид и удовлетворительную мелкозернистую структуру. Большая степень перегрева может потребоваться для других сплавов, в частности содержащих титан и алюминий, которые ограничивают жидкотекучесть. Для сплавов нимокаст различных марок рекомендуются следующие температуры заливки, °С:

Нимокаст	75	80	90	257	258
Температура заливки, °С	1510	1480	1480	1490	1430

Следует отметить, что метод разлива металла оказывает влияние не только на содержание окислов, но также на содержание газов (табл. 185) и механические свойства (табл. 186).

ТАБЛИЦА 185. СОДЕРЖАНИЕ ГАЗОВ В ОТЛИВКАХ ПРИ РАЗЛИЧНОМ СПОСОБЕ ЗАЛИВКИ

Способ заливки	Место вырезки образцов из массивной отливки ротора	Содержание газов, %		
		O ₂	H ₂	N ₂
Стационарный	Середина диска	0,0060	0,0008	0,0098
	Торец лопатки	0,0066	0,0008	0,0100
Центробежный	Середина диска	0,0022	0,0008	0,0091
	Торец лопатки	0,0041	0,0006	0,0070
Стационарный в вакууме	Середина диска	0,0010	0,0005	Нет
	Торец лопатки	0,0015	0,0005	0,0033
Центробежно-вакуумный (при открытой плавке металла)	Середина диска	0,0021	0,0008	0,0065
	Торец лопатки	0,0038	0,0005	0,0040

На рис. 414 показаны примеры отливок деталей из жаропрочных сплавов, полученных методами точного литья [469 и др.].

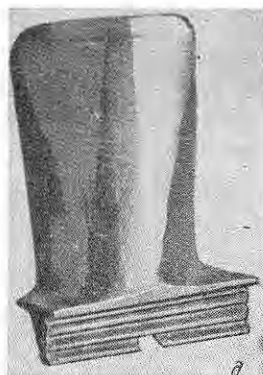
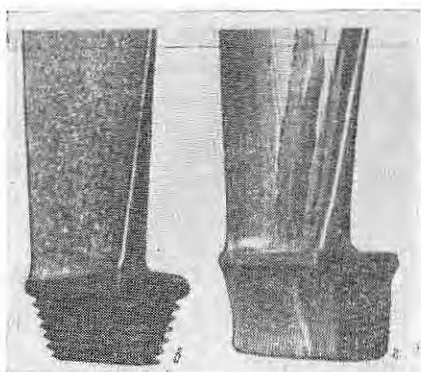
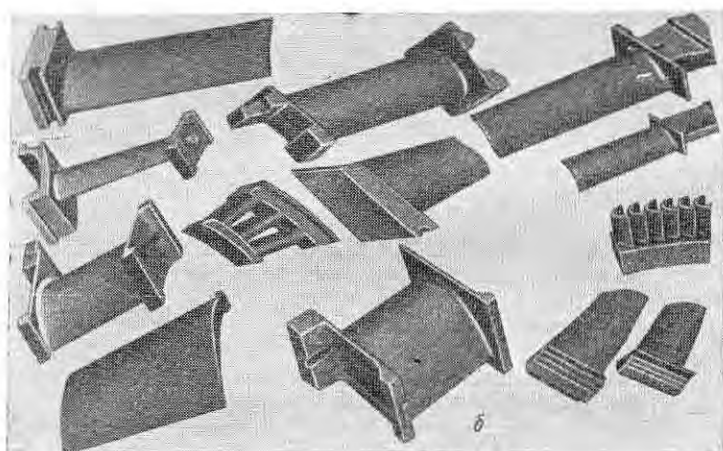
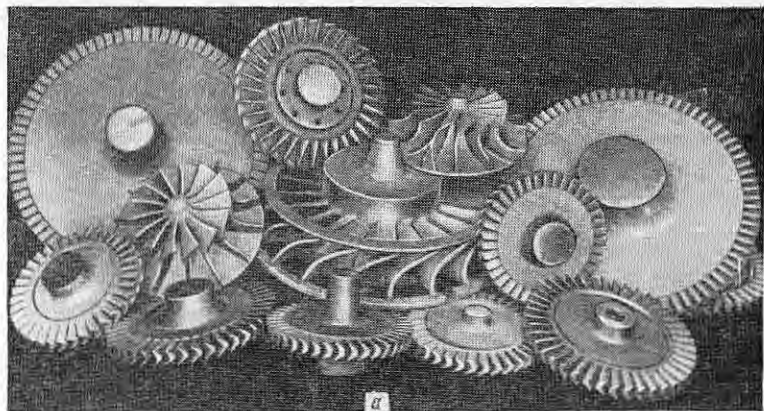


Рис. 414. Детали из жаропрочных сплавов, полученные точным литьем по выплавляемым моделям:

а — цельнолитые роторы и крыльчатки; *б* — сопловые и рабочие лопатки газовых турбин [см. 89]; *в* — лопатки с равноосной структурой; *г* — лопатки с направленной кристаллизацией; *д* — лопатки типа крупнокристаллического литья

ТАБЛИЦА 186. ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ЗАЛИВКИ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК
ИЗ СПЛАВА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ¹

Способ заливки	σ_b кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг·м/см ²
	(85)	(8)	(8)	(2,0)
Стационарный, в условиях разрежения при 200 мм рт. ст	87	4,5	12	1,3
То же, при 500 мм рт. ст	95	6	14	1,5
То же, в атмосферных условиях	97	8	15	3,0
Центробежный при 250 об/мин (заливка и затвердевание)	100	10	16	3,0

Примечание. В скобках приведены значения по ТУ.

¹ Температура формы 950° С, температура заливки 1520° С.

Выплавка литейных сплавов на никелевой основе в вакууме

Выплавка жаропрочных сплавов, содержащих алюминий и титан, в открытых индукционных или порционных печах приводит к большому загрязнению их окислами, нитридами, водородом, азотом и другими примесями, что отрицательно сказывается на жаропрочности и пластичности деталей, изготовляемых методом точного литья.

В настоящее время металл для большинства отливок получают путем одинарного или двойного вакуумного переплава. При этом сначала из первичных шихтовых материалов с применением отходов в вакууме выплавляют чушки-заготовки и затем эти чушки переплавляют в порционных вакуумных печах и разливают в формы точного литья. Иногда применяют только один переплав, и изделия отливают непосредственно из вакуумной печи.

Тигли для вакуумной плавки изготовляют из обожженных или плавящих магнетита и двуокиси циркония с соответствующими связующими материалами (борной кислотой, плавиковым шпатом, декстриновой эмульсией). Применение обожженных материалов для выплавки жаропрочных сплавов, содержащих алюминий и титан, не рекомендуется.

Хорошие результаты получают при использовании плавной массы состава: 60% электрокорунда № 12, 30% электрокорунда № 5, 10% глинозема; связующий материал добавляют исходя из 0,5% (по массе). Применяют также массы, состоящие из 70% магнетита, 25% электрокорунда и 5% двуокиси циркония при 70% магнетита и 30% электрокорунда.

Возможны и другие футеровки.

При применении плавящих материалов (двуокиси циркония и магнетита) содержание кислорода и металла снижается в 1,5—2

раза, а азота и водорода повышается. Время до разрушения при испытании на длительную прочность металла, изготовленного в вакуумных индукционных печах с плавленной футеровкой, выше примерно в два раза по сравнению с металлом, выплавленным в печах, имеющих обожженную футеровку.

Борная кислота, применяемая в качестве связующего, может переходить в металл в количестве до 0,015%. Цирконий и магний также при первых 5—10 плавках могут переходить в металл из футеровки, при этом металл может насыщаться цирконием до 0,15%.

В табл. 187 показано влияние переплава в вакууме на изменение содержания кислорода и водорода, углерода и циркония в жаропрочном сплаве типа ЖС6К, выплавленном в открытой печи.

ТАБЛИЦА 187. ВЛИЯНИЕ ВЫПЛАВКИ В ВАКУУМЕ НА СОДЕРЖАНИЕ ПРИМЕСЕЙ В МЕТАЛЛЕ *

Элемент	Содержание, %, при		Температура плавки °С
	открытой плавке	переплаве в вакууме $5 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст.	
O ₂	0,0024	0,0012 (0,0018) **	1400
H ₂	0,00085	0,0005	
O ₂	0,0024	0,0025	1600
H ₂	0,00085	0,0007	
C	0,170	0,080	1500
Zr	0,002	0,62	
O ₂	0,0024	0,0036	

* Данные А. В. Фролова. ** Вакуум $5 \cdot 10^{-1}$ мм рт. ст.

Глубина вакуума в большей степени сказывается на ударной вязкости сплава, определенной при комнатной температуре, чем на его длительной прочности.

Длительная прочность сплава с увеличением выдержки металла в вакууме при разрежении $1 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст. от 5 до 60 мин возрастает примерно на 50%, удлинение и сужение практически не изменяются, а ударная вязкость сначала при выдержке до 25 мин повышается, а затем падает.

Повышение температуры разливки с 1400 до 1600°С способствует увеличению длительной прочности, но, начиная с 1550°С, это мало проявляется. Ударная вязкость также возрастает при температуре разливки до 1500°С, а затем падает.

Следует отметить, что содержание газов (кислорода, азота и водорода) в сплавах неоднозначно влияет на их длительную прочность и другие свойства.

Высокое содержание кислорода и азота становится вредным в связи с образованием большого количества окислов и нитридов, отрицательно влияющих на длительную прочность и другие свойства жаропрочных сплавов. При этом допустимый максимум их присутствия в металле для каждого сплава различен и зависит от легирования.

Содержание алюминия может также возрастать в результате взаимодействия металла с футеровкой печи, причем тем больше, чем выше температура печи: с 4,5% Al при температуре плавки 1450° С до 5,0—5,2% при температуре ее 1570° С. Стойкость тиглей для 50-кг печи колеблется от 50 до 200 плавок за компанию.

Степень разрезания оказывает влияние на свойства литого металла, что хорошо видно из данных А. В. Фролова, приведенных в табл. 188.

ТАБЛИЦА 188. ВЛИЯНИЕ ГЛУБИНЫ ВАКУУМА НА СВОЙСТВА СПЛАВА ЖС6К

Шихта	Вакуум мм рт. ст.	Длительная прочность при $\sigma=20 \text{ кг/мм}^2$ и $t=975^\circ \text{ С}$			a_k при 20° С $\text{кг}\cdot\text{м/см}^2$
		τ , ч	δ , %	ψ , %	
Первичный материал	$1 \cdot 10^{-3}$	51	2,8	2,7	2,45
	$1 \cdot 10^{-1}$	58	2,5	3,10	1,46
Переplав	$1 \cdot 10^{-3}$	50	3,0	3,0	2,4
	$1 \cdot 10^{-1}$	64	1,7	2,0	1,6

Литье с направленной кристаллизацией

В последнее время для повышения эксплуатационной стойкости изделий в нашей стране и за рубежом применяют отливки с направленной кристаллизацией (рис. 415).

При изготовлении рабочих лопаток стремятся к тому, чтобы кристаллы застывшего металла были ориентированы вдоль оси лопатки, т. е. вдоль направления действующих центробежных сил,

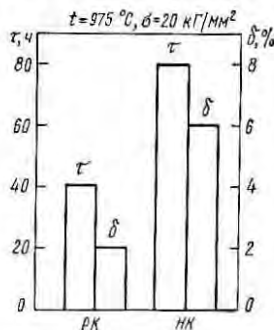


Рис. 415. Длительная и кратковременная прочность материала, отлитого методами: PK — обычным; HK — методом направленной кристаллизации

что повышает жаропрочность и пластичность, а также ударную вязкость в указанном направлении и усталостную прочность.

В табл. 189 приведены данные С. Т. Кишкина и др. о длительной прочности никелевого жаропрочного сплава, полученного

ТАБЛИЦА 189. СВОЙСТВА СПЛАВОВ ЖС6К
С РАЗЛИЧНОЙ СТРУКТУРОЙ

Кратковременные свойства					Длительная прочность				
σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг·м/см ²	$t_{исп}$ °С	σ кг/мм ²	τ , ч	δ , %	ψ , %
Равноосная									
87—95	83—85	2—4	3—6	0,8— 4,0	950 975 1050	25 20 8	30—40 40—100 100	2—3 2—4 —	3—4 2—4 —
Волокнистая									
120—140	80—85	10—20	10—20	3—8	950 975 1000 1050	25 20 18 12	80—200 80—200 100 100	9—19 8—19 7—17 5	9—23 10—20 15—23 21

методом точного литья с направленной кристаллизацией и обычным методом точного литья.

Сплав с направленной кристаллизацией показывает более высокую термическую стойкость при испытании по методу Коффина в температурном интервале 900—200° С. Выделения γ' -фазы в сплаве с направленной кристаллизацией ориентированы и при испытании на длительную прочность располагаются в ряды по плоскости, перпендикулярной направлению роста кристаллов.

Положительное влияние направленной кристаллизации на прочностные характеристики можно проследить на примере сплава MAR-M-200 (PWA-664), табл. 190.

ТАБЛИЦА 190. СВОЙСТВА СПЛАВА
MAR-M-200, ОТЛИТОГО ОБЫЧНЫМ СПОСОБОМ
ТОЧНОГО ЛИТЬЯ И МЕТОДОМ
НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ [472]

t , °С	Обычный способ		Направленная кристаллизация	
	σ_{100} кг/мм ²	δ , %	σ_{100} кг/мм ²	δ , %
760	63	2	70	9
871	34	4	42	11
927	26	6	28	15
1038	12	9	14	23

После испытания в течение 70 ч при температуре выше 1038° С все газотурбинные лопатки из сплава, полученного методом направленной кристаллизации, оказались годными к дальнейшей эксплуатации, а 50% лопаток, отлитых обычным методом, вышли из строя.

Монокристаллическое литье

Еще одним способом повышения прочности литья деталей из жаропрочных сплавов является выращивание при кристаллизации крупных монокристаллов γ -твердого раствора, в которых при последующей термообработке или только охлаждении выделяются упрочняющие γ' -или Ni_3Al -фазы в высокодисперсном состоянии. Более чистое по примесям и менее дефектное строение такого моноблока в комбинации с высокодисперсным выделением упрочняющих фаз очень сильно повышает характеристики прочности и жаропрочности [398].

В работах [470—472] приведены данные об изготовлении и свойствах монокристаллических лопаток из жаропрочного сплава. Дополнительное повышение прочности наблюдается в случае использования анизотропии свойств при изготовлении деталей методом направленной кристаллизации. Одновременно отливали 12 турбинных лопаток в оболочковые формы. Литейную форму предварительно нагревали до температуры, превышающей точку плавления отливаемого металла. Материал этих лопаток из сплава MAR-M-200 обозначен монокристаллой (Monocrystallogy), а обозначение марки PWA1409.

Использованный метод литья обеспечивал направленный рост кристалла в направлении [001]. Изучение механических свойств показывает, что при ориентации направления [001] параллельно оси действия основных напряжений в детали обеспечивается наилучшее сочетание свойств [472, 482].

Термическая обработка сплава PWA1409 заключается в нагреве в течение 1 ч при 1230° С с последующим старением при 870° С в течение 32 ч.

ТАБЛИЦА 191
ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ
ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ
РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ
ЛИТЬЯ, ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ
760° С И НАПРЯЖЕНИИ
70 кг/мм²

Сплав	τ , ч	δ , %
PWA 659 (обычное литье)	5	0,5
PWA 664	400	13
PWA 1409	1900	14,3

ТАБЛИЦА 192. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ОБРАЗЦОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ЛИТЬЯ,
ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 980° С И НАПРЯЖЕНИИ 21 кг/мм²

Сплав	τ , ч	δ , %	Сплав	τ , ч	δ , %
PWA 659 (обычное литье)	20	1	PWA 1409	20	1
	38	4		40	1
PWA 664	20	2		60	2
	40	3		80	4
	60	8		100	10
	70	23		100	23

В табл. 191 приведены данные о времени до разрушения образцов, полученных различными способами литья, при температуре 760°C и напряжении 70 кг/мм^2 , а в табл. 192 — данные о скорости ползучести при температуре 980°C и напряжении 21 кг/мм^2 .

Указывается, что благодаря превосходным свойствам сплав РWA1409 может служить перспективным материалом для охлаждаемых газотурбинных лопаток.

Горячая обработка сталей и сплавов давлением

При назначении режимов горячей обработки давлением жаропрочных сплавов следует учитывать: 1) узкий температурный интервал обработки; 2) высокое сопротивление сплавов деформированию; 3) малую их пластичность.

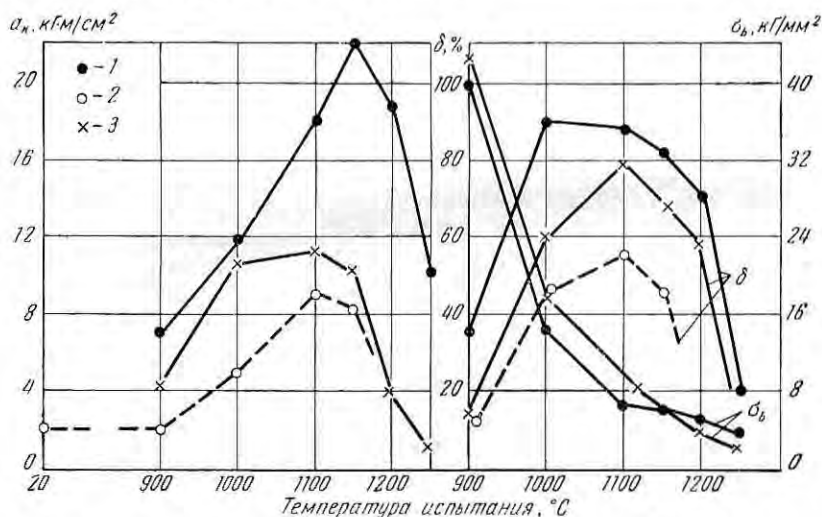


Рис. 416. Влияние характера кристаллизации в круглом слитке (330 кг) сплава ХН66ВМТЮ на ударную вязкость, предел прочности и удлинение образцов, вырезанных из различных мест слитка:

1 — столбчатые вдоль кристалла; 2 — равноосные; 3 — столбчатые поперек кристалла

Большое влияние на способность сплавов к деформированию в горячем состоянии оказывает характер кристаллизации.

Образцы сплава ХН66ВМТЮ, вырезанные из круглых слитков массой 330 кг из зон столбчатой кристаллизации, имели в два раза большую ударную вязкость и более высокие прочность и пластичность по сравнению с образцами, взятыми из мест с равноосной структурой (рис. 416). Слитки квадратного сечения

270×270 мм были более однородны. Установлено, что чем большего размера круглые слитки, тем меньше прочность, ударная вязкость и пластичность и тем хуже способность к горячей обработке давлением [243].

Способность сплавов к горячей обработке давлением и температурный интервал этой обработки определяют по изменению механических свойств при высоких температурах, главным образом относительного удлинения при испытании на разрыв и ударной вязкости. Механические свойства ряда жаропрочных сплавов при различных температурах испытания приведены на рис. 417. Испытания на осадку и скручивание также характеризуют деформируемость сплавов.

Ниже приведены температурные интервалыковки и штамповки деталей из отечественных [493—495] и зарубежных [95] жаропрочных сплавов.

I. Отечественные сплавы

Сплавы средней пластичности
(допустимая степень деформации при осадке $\lambda = 50 \div 60\%$)

ЭИ69	1150—900	ЭИ481	1200—1000
ЭИ395	1150—900	ЭИ437	1150—1000
ЭИ434	1150—1000	ЭП105	1100—900
ЭИ388	1180—1000	ЭП126	1180—900

Малопластические сплавы ($\lambda = 40 \div 50\%$)

ЭИ437Б	1150—980	ВК36А	1150—1000
ЭИ617	1190—1060	ЭП984	1180—900
ЭИ598	1190—1050	ЭИ698	1170—1000
ЭИ826	1180—1060		

Труднодеформируемые сплавы ($\lambda = 20 \div 30\%$)

ЭИ929	1190—1060	ЭП109	1190—1070
ЭИ867	1180—1070	ЭП238	1200—1070
ЭП57	1180—1080	ЖС6КП	1110—1050
ЭП220	1190—1070		

II. Зарубежные сплавы

Рене 41	1175—1040	A-286	1121—930
Инконель 718	1120—927	№20Сь3	1230—930
M-252	1175—980	AM-355	1150—930
Waspaloy	1175—1010	19-9-DL; 19-9DX	1150—871
Pyromet	1120—1010	Инколой 800	1230—1066
Инколой 901	1120—1010	AISI-310	1175—930
N155	1150—1040	AISI-310S	1175—930
V57	1093—950		

Высокая жаропрочность сплавов определяет высокие удельные давления, которые необходимо применять при горячей обработке, причем они тем выше, чем жаропрочнее сплав (рис. 418).

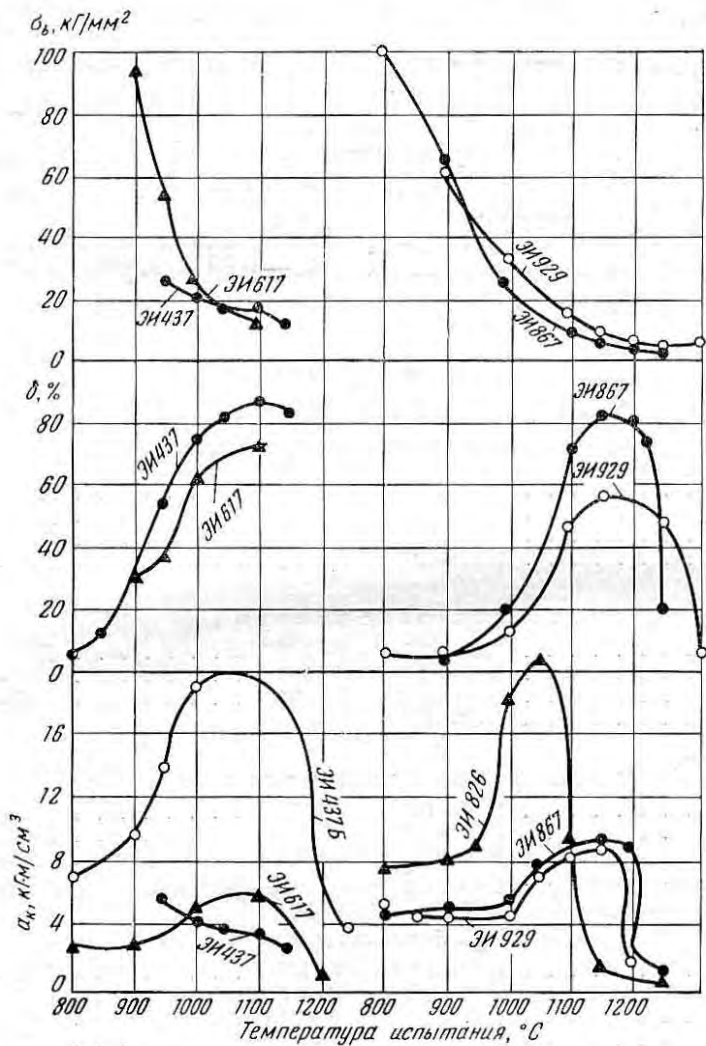


Рис. 417. Изменение механических свойств жаропрочных сплавов в зависимости от температуры испытания

Температура начала рекристаллизации сплавов зависит от их состава и условий предшествующей деформации в холодном или полугорячем состоянии.

Горячая обработка давлением при пониженных температурах приводит к горячему или полугорячему наклепу, а в результате

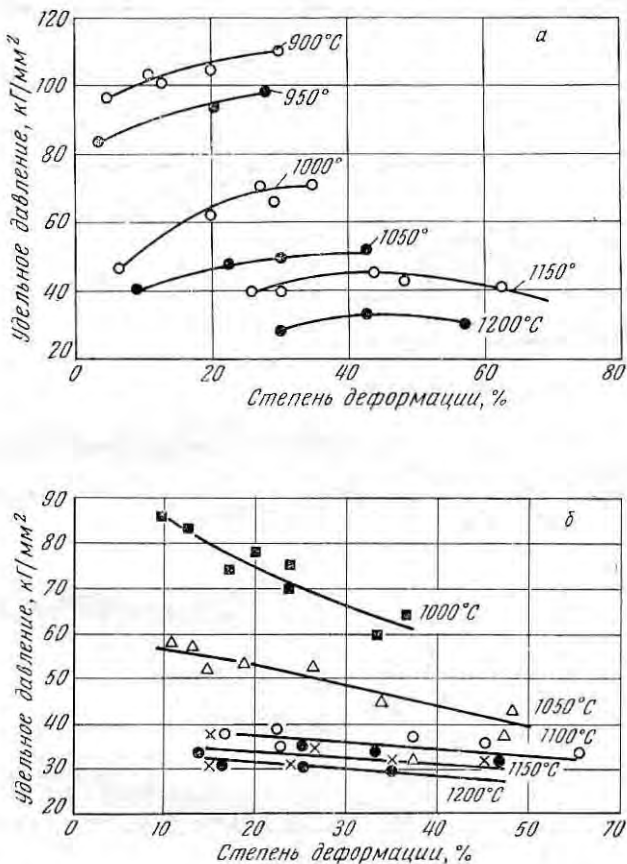


Рис. 418. Средние удельные давления сплава ЭИ929 при статическом (а) и динамическом (б) деформировании

последующей термической обработки — к разнотерности или крупотерности. Это связано с деформацией сплава в области критических степеней деформации и последующим усиленным ростом зерна, т. е. рекристаллизацией металла (рис. 419—421).

Перегревы сплавов выше температур оптимальной технологической пластичности обычно ведут к растрескиванию или «разваливанию» металла при горячей обработке давлением, а в ряде

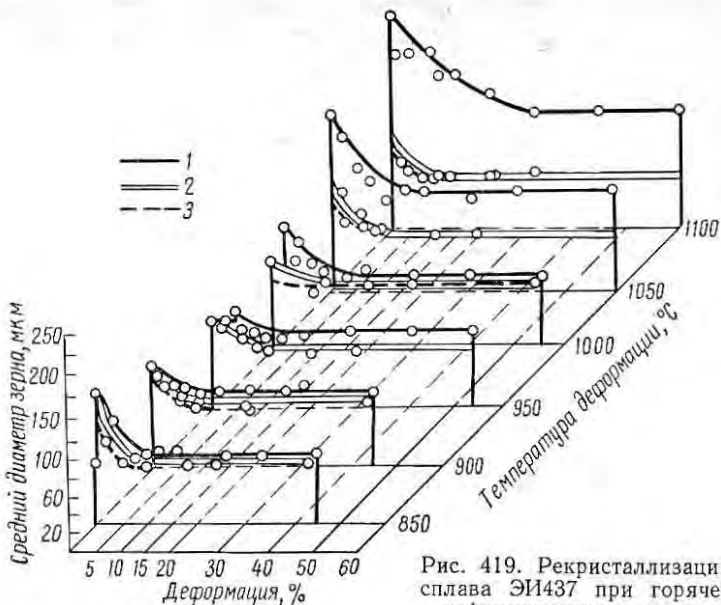


Рис. 419. Рекристаллизация сплава ЭИ437 при горячем деформировании после:

1 — деформирования и нормальной термической обработки; 2 — термической обработки и дополнительной 25%-ной деформации; 3 — термической обработки и дополнительной 50%-ной деформации

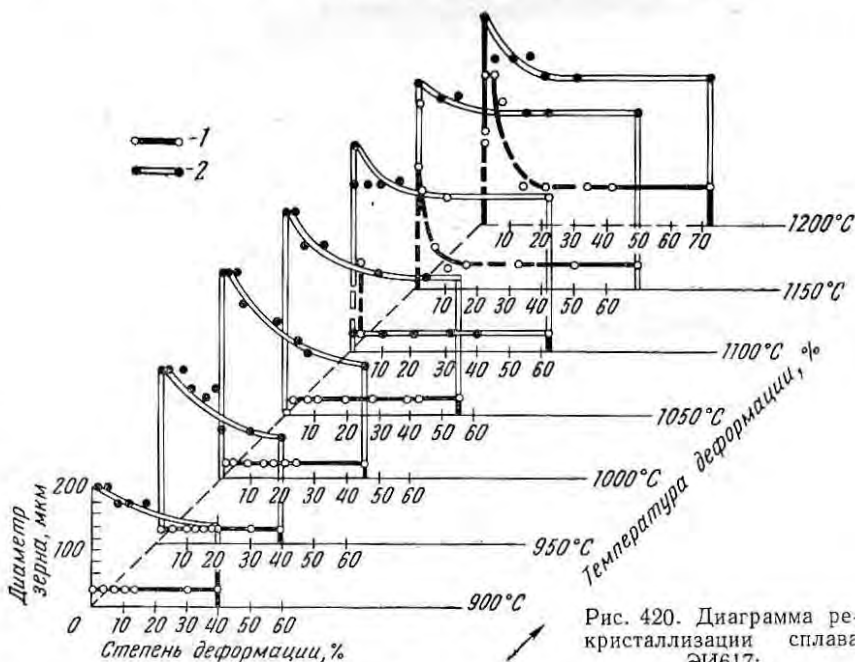


Рис. 420. Диаграмма рекристаллизации сплава ЭИ617:

1 — до термической обработки; 2 — после термической обработки

случаев (стали марок ЭИ481, ЭИ696, ЭИ696М), когда металл все же удается проковать или прокатать, перегрев ведет к образованию внутренних дефектов (расслоений).

Чем сложнее состав жаропрочного сплава, тем меньше допустимые степени обжата при горячей обработке давлением. Исходя из технологичности, жаропрочные сплавы подразделяют на несколько групп (см. стр. 692). Труднодеформируемые сплавы обрабатываются при применении большого числа промежуточных переодов.

Стали и сплавы, содержащие бор, подвергают деформированию в еще более узком температурном интервале вследствие образования легкоплавких эвтектик. На рис. 422 приведены зависимости максимально допустимых деформаций на молоте (Δh_k) и прессе ($\Delta h_{пр}$) и ударной вязкости стали марки ЭИ696М от температуры испытания. Эти данные указывают на очень узкий температурный интервал пластичности у стали ЭИ696М (1050—900° С). Нагрев заготовок под раскатку колец при 1100° С приводил к браку по расслоениям, тогда как при 1050° С кольца были вполне удовлетворительного качества (табл. 193).

При нагреве заготовок под горячую обработку давлением (около 1100° С) и энергичных ударах в сплавах могут возникать трещины от дополнительного выделения тепла. Поэтому при

ТАБЛИЦА 193. ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ДОПУСТИМАЯ СТЕПЕНЬ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ ЭИ696, ЭИ696М И ЭИ787

Сплав	Состояние материала	Оборудование	Температурный интервал горячей деформации °С	Допустимая степень деформации, %
ЭИ696	Деформированное	Пресс Копер	1050—850 1050—850	30—50 30—45
	Литое	Пресс Копер	1050—900 1050—900	28—40 20—25
ЭИ696М	Деформированное	Пресс Копер	1050—850 1050—850	30—45 30—40
	Литое	Пресс Копер	1050—900 1050—900	25—32 18—30
ЭИ787	Деформированное	Пресс Копер	1080—850 1080—850	30—50 30—50
	Литое	Пресс Копер	1050—900 1050—900	20—22 18—20

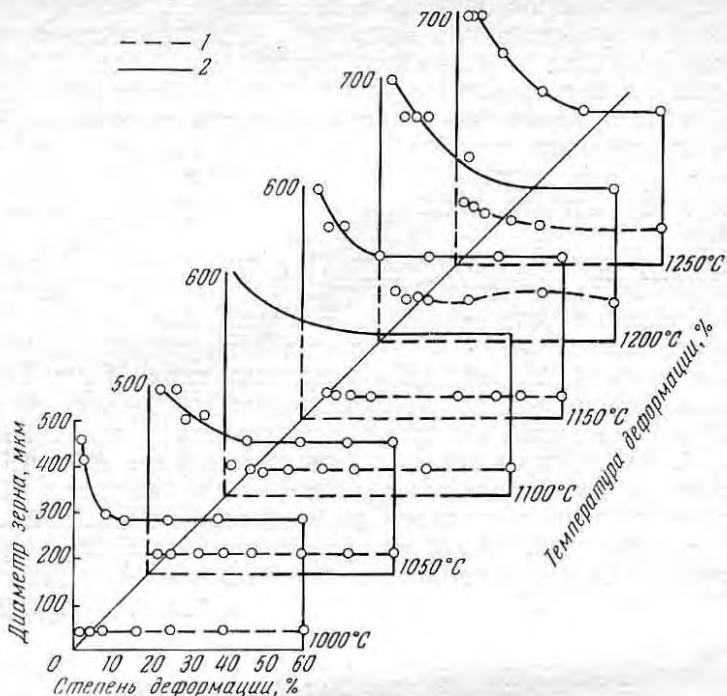


Рис. 421. Диаграмма рекристаллизации сплава ЭИ929:
1 — до термической обработки; 2 — после термической обработки

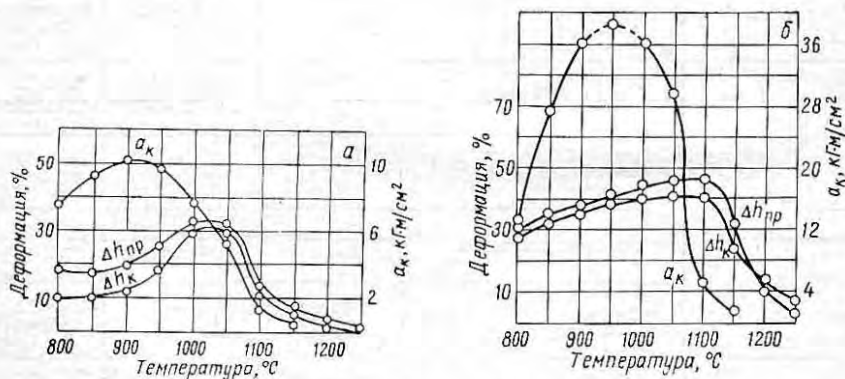


Рис. 422. Влияние температуры нагрева сплава ЭИ969М на изменение ударной вязкости и пластичности в литом (а) и деформированном (б) состояниях

ковке указанных в табл. 193 сплавов на молоте температуру нагрева заготовок следует снижать на 50°C .

Температура печи и печных газов должна быть не выше $1080 \pm 20^{\circ}\text{C}$, а выдержка — не более 1,5—2,0 ч.

Температура заготовки в конце горячей обработки давлением должна быть не ниже 900°C , в противном случае деформация при

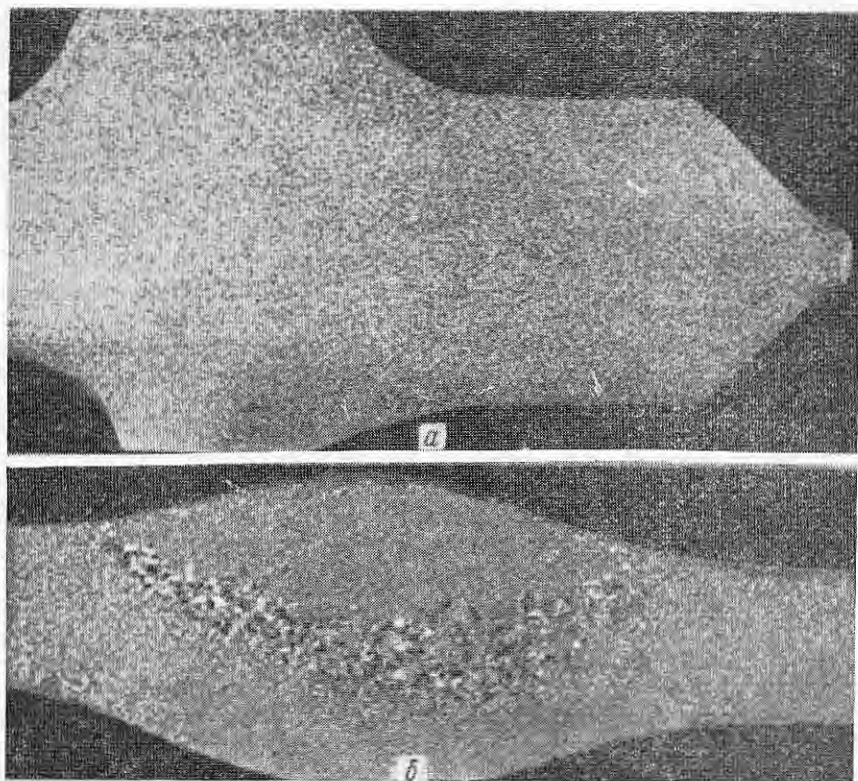


Рис. 423. Микроструктуры темплетов из поволоков дисков жаропрочных сплавов на железной основе после термической обработки:

a — закалки с 1100°C , воздух + старение при 750°C , 16 ч; *б* — то же, но с нарушением режима нагрева при штамповке

температуре ниже указанной приведет к грубозернистости изделий при последующей термической обработке. Однако следует отметить, что жаропрочные железохромоникелевые сплавы с титаном (ЭИ696, ЭИ696М) обладают меньшей склонностью к грубозернистой рекристаллизации, чем сплавы на никелевой основе (ЭИ437, ЭИ437Б). На рис. 423 приведены макроструктуры темплетов из поволоков дисков жаропрочных сплавов на железной

основе после термической обработки. Деформация при штамповке за один вынос не должна быть более 30—35%. После горячей обработки давлением поковки подвергают охлаждению на спокойном воздухе.

Термическая обработка

В печах для термической обработки следует точно регулировать температуру и следить за однородностью температурного поля. Детали должны быть защищены от непосредственного радиационного нагрева нагревательных элементов. Это достигается установкой экранов или загрузкой деталей в муфель. Электрические автоматически регулируемые печи — наиболее подходящие для этой цели. При нагреве заготовок в печах с воздушной атмосферой необходимо определить глубину, на которой происходят изменения в содержании легирующих элементов (Al, Ti, Cr и др.), чтобы знать допуск на механическую обработку.

Чтобы избежать окисления и изменения содержания элементов в поверхностных слоях и уменьшить принудительный припуск на механическую обработку, нагрев заготовок под закалку лучше вести в вакууме или в печах с инертной или защитной средой (аргон, гелий, азот и другие газы).

Старение ниже 750—800° С ведут в печах с воздушной атмосферой, так как скорости окисления при этих температурах незначительны. Для нагрева выше 750—800° С следует использовать печи с инертной средой (особенно в случае снятия напряжений); после такого нагрева детали охлаждают в этой среде до 700—600° С, а затем на воздухе.

Термическую обработку деталей из жаропрочных сплавов можно проводить в печах с газовым нагревом или в нефтяных печах, но предварительно следует убедиться в равномерности температурного поля и отсутствии в печной среде вредных газов (серы, паров окислов молибдена, сульфитных солей, пятиоксида ванадия, хлоридов и др.). При этом следует учитывать возможные изменения химического состава поверхностных слоев сплава, глубина которых зависит от легирования, температуры нагрева и его продолжительности (см. стр. 610—611).

На механические свойства и твердость жаропрочных сталей и сплавов большое влияние оказывают скорости охлаждения, что хорошо иллюстрируется данными рис. 151, 204.

С усложнением легирования сплава — повышением в нем содержания титана, алюминия, вольфрама и молибдена — распад γ -твердого раствора с образованием γ' (α') или Ni_3Al -фаз ускоряется, в результате чего при одних и тех же скоростях охлаждения твердость сплава увеличивается, возрастают прочность и предел текучести, а пластичность уменьшается. Однако некоторые детали перед холодной штамповкой, профилировкой и прокаткой должны быть достаточно пластичными.

Высокая пластичность листов или ленты из сталей марок ЭИ696А, ЭИ696М достигается при охлаждении на воздухе. В случае сплава ЭИ617 требуется более резкое охлаждение (в воде), а в случае сплава ЭИ867, который при охлаждении на воздухе очень сильно твердеет с распадом по схеме $\gamma \rightarrow \text{Ni}_3\text{Al}$, еще более быстрое охлаждение в воде с добавкой солей.

В связи с расширением использования деталей из листа, ленты и полосы целесообразно термическую обработку проводить с нагревом в специальных печах с защитной атмосферой, а охлаждение вести с регулируемой скоростью (сжатым воздухом, водяным душем, в воде и т. п.).

Предлагается, например, нагрев до 1000—1150° С вести в вертикальной печи, а охлаждение — в ванне, расположенной под печью. Продувая через ванну различные количества воздуха и возмущая твердые частицы, которые насыпают на ее дно (карбиды кремния, песок и др.), получают различные скорости охлаждения и таким способом обеспечивают необходимые структуру, механические свойства и качество поверхности и минимальное коробление.

Согласно американской спецификации AMS, листы из сплава А-286, широко применяемые при изготовлении силовых конструкций корпуса газовых турбин, нагревают при высоких температурах (около 1000° С) с выдержкой 2,5 мин на 1 мм толщины листа. В нашей практике для листов из нержавеющей и дисперсионно твердеющих сталей (ЭИ696А) выдержку назначают из расчета 1—3 мин на 1 мм толщины; охлаждение ведут на воздухе или в воде.

Сварка окалиностойких и жаропрочных сталей и сплавов

Жаропрочные стали и сплавы свариваются тем труднее, чем сложнее их состав и чем более они жаропрочны. Свариваемость гомогенных аустенитных сталей на базе γ -твердого раствора, применяемых главным образом как окалиностойкие, значительно выше, чем жаропрочных сталей и сплавов с карбидным или интерметаллидным упрочнением. В последнем случае приходится разрабатывать специальную технологию изготовления деталей, подбирать оптимальные составы присадочного материала и применять дополнительные режимы термической обработки для повышения прочностных свойств сварных соединений.

Окалиностойкие стали и сплавы на базе γ -твердого раствора сваривают различными видами сварки с применением присадочного материала того же состава. Перед сваркой материал должен быть закален на γ -твердый раствор при соответствующих температурах и иметь мелкозернистую и среднезернистую структуру. К этой группе сплавов относятся хромоникелевые аустенитные стали с присадками титана, ниобия, молибдена, вольфрама и крем-

ния [1Х18Н9Т, 25-20, 15-36, ЭИ703, ЭИ835, никелевые сплавы ЭИ435, ЭИ602, ЭИ868 (ВЖ98), ЭИ652]. Указанные стали и сплавы в сварном соединении имеют умеренную прочность и высокую пластичность. Предел прочности сварного соединения составляет 70—100% прочности основного материала. Пластичность сварного шва можно еще больше увеличить, если его закалить на твердый раствор.

Дисперсионно твердеющие жаропрочные стали и сплавы хорошо свариваются не всеми методами — эти стали следует сваривать при определенных условиях нагрева и охлаждения, так как они склонны к трещинообразованию во время сварки [208, 464, 82, 83, 473—478, 209]. Это обусловлено микро- и макронеоднородностью, а также структурными изменениями при быстром охлаждении и пониженной пластичностью в определенном температурном интервале.

При сварке плавлением образуются трещины следующих видов: а) кристаллизационные, которые берут начало в шве и переходят на основной металл; б) вдоль линии сплавления металла; в) вдоль границ зерен по местам выделений или скоплений интерметаллидов, карбидов и неметаллических включений; г) холодные, связанные с объемными изменениями и охрупчиванием, вследствие выделения дисперсных или других фаз.

Во избежание образования трещин при сварке рекомендуется выплавлять сплавы на более чистых шихтовых материалах; рафинировать металл при вакуумной, электрошлаковой плавке или в процессе переплава; легировать сплавы специальными элементами, повышающими температуру рекристаллизации твердого раствора (W, Mo, Ta) и подавляющими чрезмерный рост зерна.

Влияние силового фактора при сварке огромно. Растягивающие напряжения в момент застывания, особенно когда металл находится в твердо-жидком состоянии, способствуют появлению микротрещин, переходящих в макротрещины. С увеличением продолжительности пребывания прослойки жидкого металла по границам аустенитных зерен увеличивается опасность появления горячих трещин в металле шва и около шва. Трещинообразованию способствует малая пластичность металла при температурах, близких к температурам застывания.

Введение титана, алюминия и бора в больших количествах способствует увеличению склонности к трещинообразованию (см. рис. 169). Однако Б. И. Медовар с сотр. [203] отмечают, что введение бора в аустенитные стали в определенных количествах способствует устранению трещинообразования [204, 478].

В работе [476] приводятся данные о влиянии состава и структуры хромоникелевых сталей и никелевых сплавов на образование горячих трещин в околшовоной зоне. Показано, что большая или меньшая склонность к трещинообразованию связана с положением температурного порога восстановления пластичности в сварном шве при его застывании и охлаждении. Чем выше темпе-

ратура восстановления пластичности в околошовной зоне, тем меньше склонность к трещинообразованию. Повышение содержания бора, титана, алюминия и углерода в хромоникелевых сплавах ЭИ787, ЭИ437Б, ВЖ36-Л2, ЭИ607А увеличивает склонность сталей и сплавов к образованию горячих трещин. Отрицательное влияние бора аустенитных сталей сказывается при введении его больше 0,005—0,007%, а в случае никелевых — больше 0,01—0,02%.

Дисперсионно твердеющие стали и сплавы сваривают после закалки на твердый раствор.

Если требуется высокая прочность сварного шва, то сварное соединение подвергают термической обработке, состоящей из одинарного или двойного старения. Чтобы предотвратить чрезмерные объемные изменения при старении, рекомендуется сварное соединение сначала быстро нагреть до более высокой температуры (до температуры небольшого перестаривания) для снятия сварочных напряжений, а затем подвергнуть второму старению при пониженных температурах для упрочнения. Примером могут служить режимы термической обработки сварного соединения для стали ЭИ696А (см. табл. 45).

В табл. 194—196 приведены данные о жаропрочных сталях и сплавах, свариваемых электродуговой сваркой в среде защитных газов согласно исследованиям А. В. Петрова, Е. М. Прониной, М. А. Люстрова, Г. Е. Москаленко, И. С. Елкина, С. П. Филипповой и др.

Трещины при термической обработке сварных соединений образуются не только в наплавленном, но и в основном металле. В основном металле они часто направлены перпендикулярно к оси шва. Поэтому важно опасный интервал температур низкотемпературного старения при термической обработке сварных соединений проходить максимально быстро, загружая металл в печь, нагретую до 780—850° С, и затем подвергая его низкотемпературному старению различной продолжительности (при 650—750° С), чтобы получить требуемое упрочнение. Применяются и другие методы термической обработки сварных соединений. Механические свойства этих соединений, а также рекомендуемые методы сварки и термической обработки указаны при описании свойств той или иной марки сплава. Для сварки жаропрочных сталей и сплавов применяют различные виды сварки.

Кислородно-ацетиленовая сварка используется сравнительно редко и только для однородных аустенитных сталей и окалиностойких никелевых сплавов (18-8, 25-20, 15-35, ЭИ703, хромовых сплавов ЭИ435, ЭИ602 и др.). Для сварки дисперсионно твердеющих жаропрочных сплавов кислородно-ацетиленовую сварку не применяют. При такой сварке необходимо держать пламя слегка восстановительным. Большой избыток ацетилена вреден потому, что вызывает науглероживание. В отечественной практике сварку производят с флюсом НЖ8.

**Т А Б Л И Ц А 194. ПРИСАДОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ
ДЛЯ СВАРКИ ЖАРОПРОЧНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ
И ИХ СОЧЕТАНИЙ МЕЖДУ СОБОЙ И С ДРУГИМИ МАТЕРИАЛАМИ**

Свариваемый материал		Присадочная проволока	
марка	ГОСТ и ТУ	марка	ГОСТ или ТУ
ЭИ435 (ХН78Т)	ГОСТ 5632—61	ЭИ435, ЭИ602	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ602 (ХН75М6ТЮ)	ГОСТ 5632—61	ЭИ602, ЭИ868 (ВЖ98)	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ868 (ВЖ98) (ХН60В)	ГОСТ 5632—61	ЭИ868, (ВЖ98)	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ652 (ХН70Ю)	ГОСТ 5632—61	ЭИ652, ЭИ868 (ВЖ98)	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭП99	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 208—59	ЭП99, ЭП533	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 751—62
ЭП202	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 375—60	ЭП356	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 631—62
ЭП202	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 801—62	ЭП202	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 651—61
ЭИ437Б (ХН77ТЮР)	ГОСТ 5632—61	ЭИ437Б	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ867	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 208—59	ЭИ868 (ВЖ98)	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ867	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 208—59	ЭИ867 (прутки или без при- садки)	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ435+ЭИ602	—	ЭИ602, ЭИ435	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ602+ЭИ835	—	ЭИ703	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ435+ЭИ835	—	ЭИ703	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ835+ЭИ868	—	ЭИ703	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ437Б+ЭИ868	—	ЭИ437Б, ЭИ435	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ868+ЭИ696А	—	ЭП260	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 751—62
ЭИ868+ЭИ696А	—	ЭИ868 (ВЖ98)	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61
ЭИ437Б+ЭИ696А	—	ЭИ696А, ЭП533	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 5216—55
ЭИ602+ЭИ703	—	ЭИ703	ЧМТУ/ЦНИИЧМ 514—61

По окончании сварки флюсы следует тщательно удалять, так как при работе детали при высоких температурах неудаленный флюс может реагировать с металлом, глубоко проникая в него и ослабляя его прочность.

Электродуговая сварка с металлическим электродом широко используется при сварке деталей из тонколистовых сплавов—

**Т А Б Л И Ц А 195. ПРИСАДОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ
ДЛЯ СВАРКИ ЖАРОПРОЧНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ
И ИХ СОЧЕТАНИЙ С НЕРЖАВЕЮЩИМИ
И КОНСТРУКЦИОННЫМИ СТАЛЯМИ**

Свариваемый материал		Присадочная проволока	
марка	ГОСТ или ТУ	марка	ГОСТ или ТУ
ЭИ703 (ХН38Т)	ГОСТ 5632—61	ЭИ703	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 514—61
ЭИ835 (Х25Н16Г7АР)	ГОСТ 5632—61	ЭИ835 *	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 514—61
ЭП126 (ВЖ100)	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 208—59	ЭП126 (ВЖ100)	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 305—60
ЭП126	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 208—59	ЭИ868	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 514—61
ЭП376	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 688—62	ЭП376	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 750—62
ЭИ696А	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 5658—56	ЭП260	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 751—62
ЭИ696А	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 5658—56	ЭП260	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 829— 62 **
ЭИ696А	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 5658—56	ЭИ696А	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 514—61
ЭИ696А	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 5658—56	ЭП533	СТУ
ЭИ435+1Х18Н9Т	—	ЭП367	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 646—62
ЭИ435+1Х18Н9Т	—	СВ10Х16Н25М6	ГОСТ 2246—60
ЭИ435+1Х18Н9Т	—	ЭИ435	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 514—61
ЭИ437Б+ +1Х18Н9Т	—	ЭИ437Б	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 514—61
ЭП202+1Х18Н9Т	—	ЭП356 ***	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 137—59
ЭП202+ЭП56	—	ЭП202	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 551—61
ЭИ435+30ХГСА	—	СВ10Х16Н25М6	ГОСТ 2246—60
		ЭИ435	$\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИИЧМ}}$ 514—61

* Допускается применение проволоки из сплава ЭИ703. ** Проволока вакуумной плавки из сплава ЭП533 обеспечивает наилучшие результаты. *** Проволока ЭП356 дает лучшие результаты по сопротивляемости, образованию и развитию горячих трещин, но приводит к снижению характеристик жаропрочности в случае увеличения доли участия присадочного металла в шве.

Марка материала	Марка присадочной проволоки	Термическая обработка	Предел
			20
ЭИ602+ЭИ602	ЭИ602	Без термической обработки	78—81
ЭИ868+ЭИ868	ЭИ868	То же	78—83
ЭИ437Б+ЭИ437Б	ЭИ868	После сварки старение при 750° С, 8 ч	90—96
ЭИ652+ЭИ652	ЭИ868	После сварки закалка с 1200° С на воздухе	82—86
ЭП99+ЭП99	—	Без термической обработки	94,5—99,5
ЭП202+ЭП202	ЭП202	После сварки старение при 850° С, 5 ч	96,5—108
ЭИ435+ЭИ602	ЭИ435	Без термической обработки	74,0—74,5
ЭИ437+ЭИ868	ЭИ437Б	После сварки старение при 750° С, 8 ч	79—90
ЭИ437 + ЭИ868 ЭИ602+ЭИ703	ЭИ435 ЭИ703	То же Без термической обработки	73—75 57—60
ЭИ868+ЭИ696А	ЭП260	После сварки нагрев до 850° С и выдержка 2 ч, затем старение при 700° С, 8 ч	89—90,5
ЭИ868 + ЭИ696А ЭИ435+ЭИ835	ВЖ98 —	То же Без термической обработки	73—80,5 72—78,5
ЭИ437Б+ЭИ696А	ЭИ696	После сварки старение при 750° С, 8 ч	90,5—93,5
ЭИ696А+ЭИ696А	ЭП260 ЭП533	То же	90,5—93,5
ЭИ696МВД+ЭИ696МВД	ЭП533	После сварки старение при 750—780° С, 5—15 ч	>90

гомогенных и гетерогенных. В связи с большой концентрацией тепла, развиваемого в зоне сварки, и высокими скоростями процесса сварные соединения менее склонны к короблению и образованию трещин, чем при газовой сварке. При электродуговой сварке применяют электроды, покрытые толстым слоем флюса, марок НЖ1, НИАТ-1, НЖ2, ЦЛ-М3 и др. Сварку ведут с обратной полярностью.

При сварке стыковых соединений кромки с противоположной стороны покрывают слоем флюса НЖ8, защищающим металл от окисления. Чтобы избежать образования глубокого кратера и трещин в металле, дугу следует несколько раз гасить и снова зажигать.

НЕНИЙ НЕКОТОРЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ
аргоно-дуговая)

прочности, кг/мм ² , при температуре испытания, °С				Длительная прочность при температуре испытания °С			
800	900	950	1000	800		900	
				σ_b кг/мм ²	τ , ч	σ_b кг/мм ²	τ , ч
30,2—32,1	13,5—15,0	—	—	9	>100	—	—
38—41	23—24	—	—	—	—	—	—
44—45	—	—	—	—	—	—	—
37—39	15—17	—	—	—	—	—	—
62,5—79	48—52	27—31	—	—	—	—	—
63—69	40—44	—	—	—	—	6	100
19,1—22,7	—	—	—	—	—	—	—
41—51	—	—	—	—	—	—	—
40—45	—	—	—	—	—	—	—
49—53 (600° С)	40—45 (700° С)	24—32 (800° С)	17—18 (900° С)	—	—	—	—
70—72 (600° С)	58—64 (700° С)	21,5—24 (800° С)	—	23 (700° С)	>100	—	—
—	—	—	—	—	—	—	—
47,5—49,5 (600° С)	—	23,5—24 (800° С)	—	—	—	—	—
33—36,5	—	67,5—76 (600° С)	53—60,5 (700° С)	—	—	—	—
33—36,5	—	—	—	—	—	—	—
>40 (800° С)	—	70 (600° С)	55 (700° С)	—	—	—	—

При электродуговой сварке жаропрочных сталей и сплавов применяют электродную проволоку того же состава или специальную. Иногда при сварке дисперсионно твердеющих сталей и сплавов используют проволоку на основе гомогенного твердого раствора (ЭИ696А + проволока ЭИ868), но в этом случае прочность сварного шва определяется прочностью наиболее слабого материала, в данном случае прочности сплава ЭИ868. При применении дисперсионно твердеющей сварочной проволоки для повышения прочности сварные соединения подвергают термической обработке (старению), например в случае ЭИ696А + проволока ЭИ696А, ЭП533.

Аргоно-дуговая сварка широко применяется для соединения жаростойких и жаропрочных сплавов. Сварку производят без

флюсов (исключая промазку флюсом шва с противоположной стороны) с большой скоростью, что ведет к поглощению тепла на сравнительно небольших участках и способствует меньшему короблению свариваемого соединения. Важно следить за тем, чтобы не было подсоса воздуха в сварочном оборудовании. Сварку необходимо вести в помещениях, в которых отсутствуют воздушные потоки, могущие сдуть газовую завесу. Чтобы шов был качественным (гладким и однородным), перерывов в сварке не допускают. Лучшие результаты достигаются при автоматической аргоно-дуговой сварке, тщательной подгонке элементов сварного соединения и хорошей зачистке свариваемых кромок. Окисление поверхности, образовавшиеся вследствие многослойной сварки или ее перерывов, зачищают механически и обезжиривают.

Для уменьшения окисления и коробления применяют упорные колодки или водоохлаждаемые накладки с канавками, которые располагают с противоположной стороны горелки и в которые направляют струю аргона. Такая подача аргона с противоположной стороны улучшает провар и качество сварного шва. Тонкие листы часто сваривают без присадочной проволоки. Однако в большинстве случаев используют сварочную проволоку того же состава или специальную. Свойства сварных соединений из различных сталей и сплавов и указанный метод рассмотрены в работах [473, 475].

Точечную и роликовую сварку широко применяют при соединении деталей из листовых материалов газотурбинных двигателей и элементов конструкций летательных аппаратов [479, 480, 88].

Для каждого сплава важно разработать параметры процесса сварки и строго их выполнять. Давление электродов при сварке жаропрочных сталей и сплавов должно быть более высоким: при сварке гомогенных аустенитных сталей и никелевых сплавов — не менее 140 кг/см^2 , а для жаропрочных — не менее 280 кг/см^2 . Электродные наконечники следует изготавливать из твердых медных сплавов, охлаждаемых изнутри водой. Рекомендуется применять электроды с плоской контактной поверхностью и сварку вести редким швом. Очень важна чистота поверхности свариваемых соединений.

Б. И. Медовар с сотр. [203, 204] в целях устранения у аустенитных сталей склонности к трещинообразованию предлагает стали с высоким содержанием бора: 0,3—0,4% и больше. Это одновременно повышает их длительную прочность (см. стр. 311).

Пайка жаропрочных сталей и сплавов

Пайку широко применяют при изготовлении различных конструкций и соединений. Затруднения при пайке нержавеющей сталей связаны с наличием на их поверхности прочных окисных пленок, состоящих из окислов хрома, алюминия, титана и никеля.

Поэтому поверхность изделий, подлежащих пайке, следует тщательно очищать от загрязнений (жир, краска, окалина, пыль и др.), препятствующих смачиванию. Очистку производят металлическими щетками, наждаком, напильником, пескоструйной обработкой и т. д., а также травлением с последующим нанесением активных флюсов.

При подготовке к пайке на поверхности создают соответствующую шероховатость, которая способствует лучшему соединению поверхностей и обеспечивает более высокие прочностные свойства в месте пайки [483].

Перед пайкой остатки масла и загрязнения после механической обработки удаляют промывкой в обезжиривающих растворах (дихлорэтан, трихлорэтан) или горячих щелочных растворах.

Для пайки применяют весьма разнообразные припои.

В тех случаях, когда паяное соединение должно обладать высокой жаропрочностью, можно применять серебрянные и медные припои [481—483].

Пайку деталей, которые работают при высоких температурах и должны сохранять высокую жаропрочность, производят при использовании припоев на основе никеля с добавками элементов, понижающих температуру плавления (В, Ве, Si, Ge, Mn, Pd, Zn).

В табл. 197 приведены химические составы припоев, применяемых при пайке окалиностойких и жаропрочных сталей и сплавов.

При высокотемпературной пайке используют активные в химическом отношении флюсы на основе борного ангидрида или буры и фтористых солей кальция или калия с температурами плавления от 600 до 1200° С в зависимости от назначения (табл. 198).

В зарубежной практике для пайки главным образом высокожаропрочных сплавов применяют следующие припои: колмоной 6: 72,3% Ni, 15% Cr, 4,0% Fe, 3,75% В, 4,5% Si, 0,45% С; $t_{пл} = 1010 \div 1070^\circ \text{C}$; никельбрейз: 70,5% Ni, 16,5% Cr, 4,0% В, 4,0% Fe, 4,0% Si, 1,0% С; $t_{пл} = 1010 \div 1070^\circ \text{C}$; солбрейз: 60—85% Ni, 20% Cr, до 3% Mn, 0,6—2,0% Si, до 3,0% В; $t_{пл} = 950 \div 1070^\circ \text{C}$.

При пайке сплавов типа ЭИ437 происходят некоторые изменения металла в приграничных объемах, зависящие от режима пайки, что ухудшает пластичность соединения. Некоторому повышению пластичности сварного соединения способствует нагрев в инертном газе в течение 4—8 ч при температурах на 50—100° С ниже температуры пайки [481].

Фирма Handy and Hermann (США) — [484] выпускает жаропрочные припои, предназначенные для пайки деталей турбореактивных и ракетных двигателей, панелей сотовой конструкции и плакированных металлов. Эти припои отличаются хорошей прочностью и стойкостью к окислению при высоких температурах

**Таблица 197. СОСТАВЫ ПРИПОНОВ,
ПРИМЕНЯЕМЫХ ПРИ ПАЙКЕ ИЗДЕЛИЙ
ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ И ОКАЛИНОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ**

Марка припоя	Химический состав, %	Температура, °C		Характеристика и применение припоя
		плавления	пайки	
<i>Припои на медной основе</i>				
ВПр-1	27—30 Ni; 1,5—2,0 Si; 0,1—0,3 В; ≤1,5 Fe; Cu — остальное	1080—1120	1150—1200	Пайку нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов производят при любом нагреве. При нагреве в воздушной атмосфере применяют флюсы 200 и 201 и иногда буру в вакууме без флюсов
ВПр-2	22—26 Mn; 5,6 Ni; 0,8—1,2 Fe; 0,15—0,25 Li; Cu — остальное	960—970	980—1000	Хорошо растрескивается в среде аргона при 1000° C на нержавеющей и окислостойких сталях типа IX18N9T, CH2 и др. Припой имеет высокую прочность и достаточную пластичность
ВПр-4	27—29 Mn; 27—29 Ni; 4,5—5,5 Co; 0,8—1,2 Si; 0,15—0,25 В; 0,5—0,15 Li; 0,05—0,15 Na; 0,01—0,2 K; 0,10—0,20 Fe; Cu — остальное			При пайке нержавеющей сталей, жаропрочных сплавов в обычной атмосфере при быстром высокочастотном нагреве без флюсов, а также при пайке в печах с нейтральной атмосферой (аргон, гелий), в среде газобразования флюса Ag + HF; Ag + BF ₃ , а также в вакууме
<i>Припои на никелевой основе</i>				
ВПр-7	Ni-33Mn-Nb	1100—1120	1170—1180	Для пайки изделий из жаропрочных дисперсионно твердеющих сплавов на никелевой основе и нержавеющей сталей. Пайку проводят т. в. ч. и в печах с нейтральной атмосферой (Ar, He, Ar + HF, Ar + BF ₃), а также в вакууме 10 ⁻⁴ мм рт. ст. Припои ВПр-7, ВПр-8 могут быть изготовлены в виде фольги, проволоки, листа, прутков, порошка или пасты. Припой ВПр-11 используют в виде порошка
ВПр-8	Ni-33Mn — Nb — W	1120—1130	1180—1200	
ВПр-11	Ni—15 Cr— 4,5 Si— 2,5 В— 0,5 С—4 Fe	980—1020	1050—1100	

ТАБЛИЦА 198. ФЛЮСЫ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПАЙКИ

Марка флюса	Состав флюса, % (по массе)	$t_{пл}$, °C	Применение
209	33—37 B_2O_3 ; 40—44 KF (обезвоженный); 21—25 KBF (фтороборат калия)	600—900	Для пайки нержавеющей сталей серебряными припоями
18B	60 H_3BO_3 ; 40 KF	650—850	То же
200	64—68 B_2O_3 ; 17—21 $Na_2B_4O_7$ (бура); 14—16 CaF_2	850—1150	Для пайки нержавеющей и жаропрочных сплавов высокотемпературными припоями
201	76—78 B_2O_3 ; 11—13 $Na_2B_4O_7$; 9,5—10,5 CaF; 0,9-1,1 Al-Cu-Mg (лигатура)	900—1200	То же

ТАБЛИЦА 199. ХАРАКТЕРИСТИКА ПРИПоев

Припой	Состав, %	$t_{пл}$, °C
Литобрейн 925	92,5 Ag, 7,3 Cu, 0,2 Li	780
Хай-Темп 30	70 Mn, 30 Ni	1030
Премабрейн: 128	72 Au, 22 Ni, 6 Cr	975
130	82 Au, 18 Ni	950
101	54 Pd, 36 Ni, 10 Cr	1232

и хорошо выдерживают вибрационные нагрузки при повышенных температурах.

Кратковременная прочность ($\tau_{срез}$) паяных соединений стали ЭИ437Б при 800° С достигает 17 $кГ/мм^2$ в случае припоя ВПр.7 и 25 $кГ/мм^2$ в случае припоя ВПр.8. Соответственно при использовании указанных припоев для сплава ЖС6К $\tau_{срез}$ при 1000° С составляет 2,0 и 5,0 $кГ/мм^2$. Более высокая прочность паяных соединений достигается у сплава ЭИ867 при применении припоя ВПр.11: $\tau_{срез}$ при 900° С составляет 15,5 $кГ/мм^2$.

В припоях, разработанных в США, содержится большое количество палладия и добавки кремния и бериллия, но медь в них отсутствует. Один из припоев, исследуемых фирмой Вестингауз, имеет, например, следующий химический состав: 55% Pd, 44,25% Ni, 0,25% Be и 0,5% Si. Припой плавится при ~1150° С, хорошо смачивает никелевые сплавы, содержащие титан и алюминий; эрозия основного металла, вызываемая этим припоем, незна-

чительна. Указывается, что паяные соединения, получаемые с применением этого припоя, имеют требуемое сопротивление срезу при 815°C и хорошую пластичность при комнатной температуре [485].

Фирма Engelgard Industries (США) рекомендует применять для пайки трудно свариваемых материалов припой следующих систем: Ag-Cu-Pd ($\sigma_b = 52 \text{ кг/мм}^2$); Cu-Pd-Ni-Mn ($\sigma_b = 63 \text{ кг/мм}^2$); Ag-Pd-Mn ($\sigma_b = 50 \text{ кг/мм}^2$); Ni-Mn-Pd ($\sigma_b = 83 \text{ кг/мм}^2$) и Pd-Ni ($\sigma_b = 79 \text{ кг/мм}^2$). Эти припои являются жаропрочными, слабо поддаются эрозии и могут соединять металлокерамику непосредственно со сплавами, имеющими низкий коэффициент объемного расширения [486].

ТУГОПЛАВКИЕ МЕТАЛЛЫ, ХРОМ И СПЛАВЫ НА ИХ ОСНОВЕ

Хром, ниобий, молибден, вольфрам, тантал и рений и сплавы на их основе представляют большой интерес для развития современной техники. В окислительных средах, атмосфере воздуха указанные тугоплавкие металлы (за исключением хрома) интенсивно окисляются и без надлежащей защиты не обеспечивают требуемых сроков службы.

Следует отметить, что в течение последних 10—15 лет возлагали большие надежды на применение тугоплавких металлов в виде более высокожаропрочных сплавов в типичных газотурбинных установках (детали камер сгорания, рабочие и сопловые лопатки и др.), но опыт показал, что ненадежность защитных покрытий для предохранения тугоплавких металлов от окисления до настоящего времени ограничивает их применение в этой области техники [489, 490, 496, 498—504, 482].

По данным Кросса [6], сплавы на основе тугоплавких металлов могут найти применение в качестве жаропрочного материала

ТАБЛИЦА 200. ФИЗИЧЕСКИЕ И ДРУГИЕ СВОЙСТВА ХРОМА, ВОЛЬФРАМА, МОЛИБДЕНА, НИОБИЯ, ТАНТАЛА И РЕНИЯ

Параметры	Cr	W	Mo	Nb	Ta	Re
Температура плавления, °С	1903	3400±10	2622±10	2415±15	2996±10	3180±10
Температура кипения, °С	2109	5930	4800	5127	5300	5630
d , г/см ³	7,19	19,3	10,2	8,57	16,6	21,01
Период кристаллической решетки, Å	—	3,1649	3,1466	3,294	3,296	$a=2,757$ $c=4,456$
Температура перехода в сверхпроводящее состояние, °К	—	0,95	1,0	9,2	4,38	0,85
Температура рекристаллизации, °С	—	1450-1565	885-1260	930-1075	1000-1275	—
$\alpha \cdot 10^6$, мм/(мм·град)	7,5	4,45	5,6	7,1	5,9	6,6
λ , кал/(см·сек·град)	0,212	0,40	0,35	0,125	0,13	0,17
Поперечное сечение поглощения тепловых нейтронов, барн	3,10	19,2±1	2,4±0,2	1,2±0,1	21,3	85
Работа выхода электронов в вакууме ψ , эв	4,6	4,5	4,15-4,29	3,99-4,01	4,1	4,85

в газотурбинных двигателях для вертикального взлета, работающих по несколько минут, при общей наработке 10—17 ч.

Тугоплавкие металлы и ряд сплавов имеют склонность к резкому охрупчиванию при низких, комнатных и повышенных температурах, что ограничивает их применение при температурах ниже порога хрупкости, особенно когда детали подвергаются различного рода ударным нагрузкам, в том числе резко возникающим напряжениям, которые связаны с теплосменами. Этот порог хрупкости изменяется в зависимости от металла, наличия в нем примесей, особенно тех, которые входят в состав твердого раствора сплава в виде элементов внедрения.

Высокая плотность вольфрама, тантала и рения ограничивает их применение для деталей, вращающихся с большой скоростью, так как нагрузки резко возрастают при действии центробежных сил. Для невращающихся деталей (сопла критических сечений ракетных двигателей) это обстоятельство не имеет большого значения.

Физические свойства чистых хрома, ниобия, молибдена, вольфрама, тантала и рения приведены в табл. 200.

Хром и сплавы на его основе

Металлический хром обычной чистоты вследствие высокого порога хрупкости, связанного с наличием в нем примесей (азота, кислорода и углерода), имеет очень ограниченное применение. Поэтому получению хрома высокой чистоты и понижению порога хрупкости, т. е. повышению пластичности, уделено большое внимание. Установлено, что порог хрупкости хрома зависит от его чистоты по азоту и кислороду; при этом найдено, что у наиболее чистого иодидного хрома с содержанием 0,0003% N, 0,0003% C, 0,0025% O порог хрупкости, определенный на прессованных прутках, после 2-ч отжига при 1200° C и медленного охлаждения лежит при 130° C. Менее чисты хром имеет порог хрупкости 170—350° C [485, 496].

Наибольшее влияние на положение порога хрупкости оказывают примеси азота. С увеличением содержания азота с 0,0003 до 0,0008% порог хрупкости повышается от 170 до 524° C. Кислород также сильно повышает порог хрупкости; так, рост содержания кислорода с 0,0024 до 0,018% повышает порог хрупкости на 200° C.

Сильные нитридообразующие, карбидообразующие элементы и раскислители, введенные в хром, связывая азот, кислород и углерод в стойкие практически нерастворимые в хrome соединения, способствуют получению пластичного хрома. К этим элементам относятся: иттрий, церий, титан, цирконий, алюминий, тантал и ниобий. Лучшее сочетание свойств пластичности, жаропрочности и окалинстойкости достигается в результате комплексного легирования хрома.

В нашей стране разработаны следующие группы сплавов [490, 496]:

- а) нелегированные сплавы ВХ1, ВХ-Н1, ВХ-1Н;
- б) малолегированные пластичные сплавы ВХ2, ВХ-2Н;
- в) высолегированные пластичные сплавы ВХ-2, ВХ-3, ВХ-2Н.

Свойства хрома и этих сплавов представлены в табл. 200—202, а уровень жаропрочности в сравнении с жаропрочными сплавами на никелевой основе — на рис. 424 и 425.

ТАБЛИЦА 201. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ХРОМОВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Химический состав, % (по массе) *							
	Ti	V	Y	W	Zr	C	O ₂	N ₂
<i>Малолегированные пластичные сплавы</i>								
11	0,5	—	—	—	—	—	≤0,02	≤0,1
2	—	—	2,0Ta	—	—	—	—	—
ВХ-1	—	—	—	—	—	≤0,02	≤0,04	≤0,04
ВХ-1И	—	—	0,3—1,0	—	—	≤0,02	≤0,04	≤0,04
ВХ-2	0,1—0,2	0,10— 0,35	—	—	—	≤0,02	≤0,04	≤0,04
ВХ-2И	0,1—0,2	0,10— 0,35	0,3—1,0	—	—	≤0,02	≤0,04	≤0,04
<i>Высоколегированные сплавы</i>								
<i>Малопластичные сплавы</i>								
М-140	0,10	—	1,0	—	0,2	0,3Hf	—	—
М-142	2,40	—	—	—	0,35	0,32	—	—
М-146	2,60	—	—	—	0,45	0,55	—	—
<i>Пластичные сплавы</i>								
ВХ-4	0,20	0,30	32 Ni	1,5	—	≤0,08	≤0,02	≤0,04

* Остальное хром.

Сплавы на основе хрома можно применять в качестве окислительно-стойких при температурах до 1100—1200° С и в отдельных случаях кратковременно до 1300° С. Длительное применение сплавов ограничивается поглощением азота из атмосферы и охрупчиванием (сплавы ВХ-1, ВХ-2).

Сплавы с иттрием (ВХ-1Н, ВХ-2Н и сплавы ВХ-3, ВХ-4) в защите от поглощения азота не нуждаются. Для предохранения деталей от поглощения азота (азотизации) рекомендуется покрытие никелем с выдержкой в вакууме для диффузии никеля при 800° С, 2—3 ч.

В зарубежной практике считается, что сложнолегированные сплавы на основе хрома могут работать при температурах не выше 1100° С [485]. Наилучший сплав С-207 состава 7,5% W, 0,8% Zr; 0,2% Ti; 0,1% С, 0,05% Y при температуре испытания 1093° С

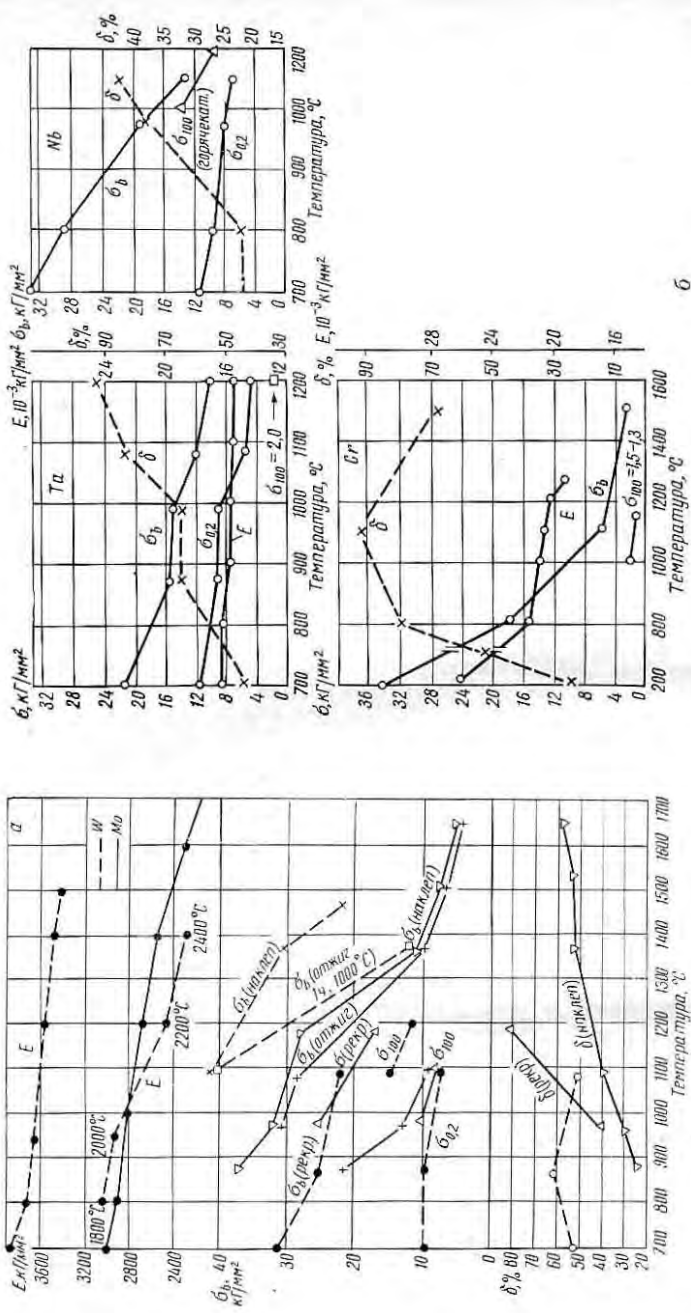


Рис. 424. Изменение механических свойств тугоплавких металлов вольфрама и молибдена (а), ниобия, тантала и хрома (б) в зависимости от температуры испытания

имеет длительную прочность $\sigma_{100} = 9,4 \text{ кг/мм}^2$ и механические свойства, приведенные в табл. 203.

По жаропрочности сплав С-207 при указанной температуре несколько превышает наилучшие на никелевой и кобальтовой основах. Например, сплав MAR-M-246 при 1093°C имеет $\sigma_{100} = 7,7 \text{ кг/мм}^2$ и MAR-M-322 $\sigma_{100} = 7,7 \text{ кг/мм}^2$.

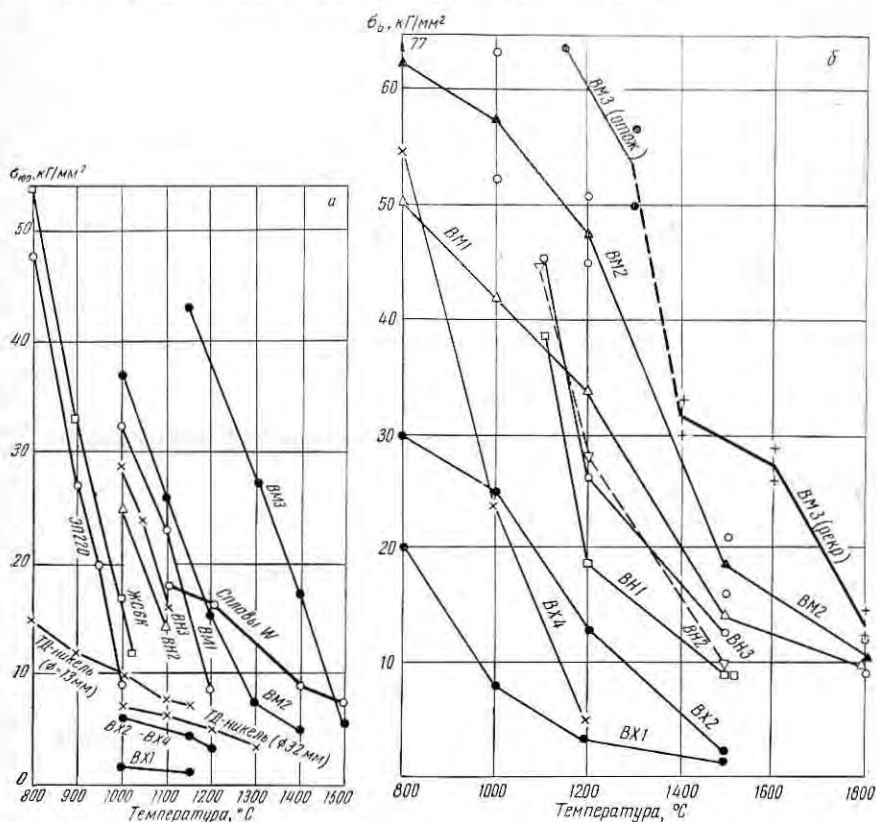


Рис. 425. Изменение механических свойств жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлов и хрома в зависимости от температуры испытания: а — σ_{100} ; б — σ_b

Сплавы ВХ-4 и ВХ-5 изготовляют методом точного литья. а ВХ-3 и ВХ-4А—методами горячей обработки давлением и сварки.

Сплавы на основе хрома в нашей стране и за рубежом в настоящее время еще не нашли широкого применения, но рассматриваются как перспективный материал будущего для изготовления окислостойких деталей и узлов газовых турбин и ракет.

ТАБЛИЦА 202. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМОВЫХ СПЛАВОВ
ПРИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ И ДЛИТЕЛЬНЫХ ИСПЫТАНИЯХ

Сплав	Температура °С	$E \cdot 10^3$	σ_b	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	a_K кг × × м/см ²	НВ	σ_{100}	σ_{500}	$\sigma_{0,2/100}$	σ_{-1}
		кг/мм ²						кг/мм ²			
ВХ-1	20	28	30	19	5	0,1	110	—	—	—	24
	800	22	20	10	60	7	70	—	—	—	—
	1000	19	8	4	80	3	—	1,5	0,8	—	4
	1150	—	—	—	—	—	—	1,3	0,6	0,4	—
	1200	13	3,5	1,5	30	2,5	—	—	—	—	—
	1500	—	1,3	—	20	2,0	—	—	—	—	—
ВХ-2	20	28,6	35	25	5	0,1	130	—	—	—	24
	800	24,5	30	20	20	6	70	—	—	—	—
	1000	29,9	25	10,4	30	3	—	6	5	3	6
	1150	—	—	—	—	—	—	4,2	3	—	—
	1200	—	13	—	40	2,5	—	3,5	2,1	—	—
	1500	—	2	—	30	2,0	—	—	—	—	—
ВХ-4	20	24,4	110	85	8	0,5	250	—	—	—	57
	800	18,2	55	29	10	3,0	—	6,0	—	3,5	11
	1000	14,6	24	9	12	3,5	—	1,0	—	—	—
	1200	—	5	—	—	3,5	—	—	—	—	—
М-142	1090	—	—	—	—	—	—	6,3	—	—	—
М-146	1090	—	—	—	—	—	—	7,5	—	—	—

ТАБЛИЦА 203
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА С-207

$t, \text{ }^\circ\text{C}$	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,1}$ кг/мм ²	$\delta, \%$
20	58	52	1—2
200	60	44	2—4
400	58	47	17—21
1050	35	32	17—21

Ниобий и его сплавы

Существенный недостаток ниобия — большая склонность к окислению, нитридообразованию и поглощению водорода.

Окисление ниобия начинается выше 200—250° С и интенсивно протекает при 500° С и более высоких температурах. При 600—800° С начинается интенсивное нитридообразование, а при

900—1000° С — при контакте с углеродсодержащими средами — образование карбидов, а в присутствии бора — боридов.

Ниобий с углеродом, бором, азотом и кремнием образует ряд тугоплавких соединений (табл. 204).

ТАБЛИЦА 204. ТУГОПЛАВКИЕ СОЕДИНЕНИЯ, ОБРАЗУЕМЫЕ НИОБИЕМ С УГЛЕРОДОМ, БОРОМ, АЗОТОМ И КРЕМНИЕМ

Вид соединения	Химическая формула	Содержание, %	Температура плавления, °С	Вид соединения	Химическая формула	Содержание, %	Температура плавления, °С
Бориды	Nb ₃ B ₂	B 7,2	1950	Карбиды	Nb ₂ C NbC	C 6,07 11,45	3100 3480
	NbB	10,4	2280				
	Nb ₃ B ₄	13,5	2900				
	NbB ₂	18,8	3000				
Нитриды	Nb ₂ N NbN	N 7,01 13,1	2420 2300	Силициды	Nb ₄ Si Nb ₅ Si ₃ NbSi ₂	Si 7,03 15,4 37,6	2580 2400 2150

ТАБЛИЦА 205. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, % *, НЕКОТОРЫХ НИОБИЕВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Mo	Zr	C	Ti или La, Ce	O ₂	N ₂
ВН-2	3,8—5,2	—	≤0,05	—	≤0,03	≤0,04
ВН-2А	3,5—4,7	0,5—0,9	≤0,08	—	≤0,03	≤0,04
ВН-2АЗ	3,5—4,7	0,5—0,9	≤0,05	—	≤0,02	≤0,03
ВН-3	4,0—5,2	0,8—2,0	0,08—0,16	—	≤0,03	≤0,04
ВН-4	8,5—10,5	1,0—2,0	0,25—0,40	0,01— 0,5 La, Ce	≤0,04	≤0,06
ВН-5А	5,0—7,0	0,5—0,95	0,08—0,15	0,015— 0,04 La, Ce	≤0,03	≤0,05
ВН-2АЭМ	6,0—8,0	0,5—0,9	0,05—0,09	—	≤0,02	≤0,03
ВН-7	—	3,0—7,0 Al	0,06—0,10	40, OTi	—	—

* Во всех сплавах содержится не более 0,005% Н₂.

Свойства ниобия и его соединений описаны в работах [490, 496], некоторые из них приведены в табл. 200, 205—207 и на рис. 424—425.

Механические свойства ниобия в сильной степени зависят от чистоты металла, метода изготовления, режимов горячей и термической обработки.

Деформируемый чистый ниобий в рекристаллизованном состоянии при комнатной температуре обладает высокими пластическими свойствами (табл. 206). При высоких температурах ниобий

ТАБЛИЦА 206. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ОТЕЧЕСТВЕННЫХ НИОБИЕВЫХ СПЛАВОВ
ПРИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ИСПЫТАНИЯХ

Сплав	Вид полуфабриката и состояние	Темпе- ратура °С	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %
ВН-2	Пруток прессованный	20 * ¹	75	70	18—28	—
		1200	18—20	—	45—55	—
		1500	8—10	—	—	—
	Лист холоднокатаный (деформация ~90%)	1000	50	—	25	—
		1100	40—45	—	35	—
		1500	8—10	—	35	—
Лист рекристаллизованный	1100	31—35	—	20—25	—	
ВН-2А	Лист нагартованный (деформация 80—90%)	20	80—90	62	4—5	—
		1100	45	—	10	—
		1200	30	—	12	—
		1500	10	—	17	—
	Пруток рекристаллизованный	1100	26—30	—	22—26	—
		1200	24—26	—	26	—
ВН-3	Пруток прессованный (деформация 80—90%)	20 * ²	75—80	—	16—20	40—70
		1100	45	—	21—24	70—75
		1200	25—29	—	26	79—83
		1500	12,5	—	40—43	—
ВН-4	Пруток прессованный, отожженный	20 * ³	81	73	16	33
		1100	70	—	—	—
		1200	55	45—50	15	47
		1500	17	—	24	30
ВН-5А	Лист рекристаллизованный	20	58—61	46—47	25—29	—
		1100	33—35	20—21	12—14	—
		1500	10—10,5	8—10	30—35	—
ВН-2АЭМ	Лист нагартованный (деформация 80—90%)	20	70—90	62	4—5	—
		1100	45	—	10	—
		1200	30	—	12	—
		1500	10	—	17	—
ИРМН-1	Пруток, отожженный при 1300° С, 2 ч	20	50—54	39—41	28—30	60—70
		1300	20	—	25	—

Сплав	Вид полуфабриката и состояние	Температура °С	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %
ИРМН-2	Пруток, отожженный при 1300°С, 2 ч	20	52—58	48—50	20—25	60—65
		1300	24	—	30	—
		1500	10	—	52	—
		1700	5,4	—	53	—
ИРМН-3	То же	20	56—57	47—48	25—28	50—60
		1300	23	—	27	—
		1500	17	—	30	—
		1700	7	—	35	—

*¹ $a_K = 27$ кг·м/см². *² $a_K = 30$ кг·м/см². *³ $a_K = 5-7$ кг·м/см².

ТАБЛИЦА 207. ЖАРОПРОЧНЫЕ СВОЙСТВА, кг/мм², ОТЕЧЕСТВЕННЫХ НИОБИЕВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Вид полуфабриката и состояние	Температура, °С							
			σ_{100}	σ_{500}	σ_{1000}	σ_{5000}	$\sigma_{0,5/100}$	$\sigma_{0,5/500}$	$\sigma_{1/500}$
ВН-2	Пруток деформированный	1000	25	20	—	—	—	—	—
		1100	14—15	10	8	4—5	—	—	—
ВН-2	Лист холоднокатаный	1000	20	14	—	—	—	4	8—9
		1100	9	6	—	—	—	2—3	3,5—4
		1200	5	3	—	—	—	—	—
ВН-2АЭ	Лист рекристаллизованный	1100	10	—	9	—	—	—	—
ВН-2А	Лист холоднокатаный	1000	22—25	18—21	16—19	14—15	—	—	—
		1100	13	10	9	5—6	—	—	—
ВН-3	Пруток прессованный	1000	28—30	24—25	22—23	18—19	20	16,5	—
		1050	24	21	19—20	—	—	—	—
		1100	16	12—13	10—11	8—8,5	—	—	—
ВН-5А	Лист рекристаллизованный	1100	16	13	—	—	12	—	—

и его сплавы отличаются повышенной кратковременной и длительной прочностью по сравнению с лучшими жаропрочными сплавами на никелевой и кобальтовой основах (табл. 206 и 207). При 1100°C они имеют $\sigma_{100} = 12 \div 14 \text{ кг/мм}^2$, тогда как жаропрочные сплавы типа MAR 7 кг/мм^2 .

У ниобия и его сплавов высокая температура рекристаллизации, поэтому деформированный материал имеет при температурах ниже порога рекристаллизации более высокую жаропрочность, чем полностью рекристаллизованный металл (табл. 206).

При легировании ниобия важно, чтобы сам он как основа был достаточно чист по кислороду ($\leq 0,03\%$), азоту ($\leq 0,04\%$), водороду ($\leq 0,005\%$). Содержание углерода может быть различным, но в большинстве ниобиевых сплавов оно составляет $< 0,05\%$ или $0,08-0,16\%$ С.

Основные легирующие элементы — цирконий (1—5%) и молибден (3,8—10%). В отдельных сплавах содержится 3—4% V и 10—20% W.

Наиболее высокими жаропрочными свойствами обладают сплавы ВН-2А, ВН-3 и ВН-4 при условии их использования в нейтральных средах или с применением защитных покрытий. Для защиты ниобия и его сплавов считают целесообразным применение покрытий из дисилицида молибдена, наносимого методом плазменного напыления, а также покрытий на основе Cr—Ti—Si или Cr—Al—Si. Однако срок службы этих покрытий при температурах измеряется несколькими часами.

Ниобий и ряд его сплавов обладают высокой химической стойкостью при комнатной температуре в разбавленной серной, соляной кислотах и растворах щелочей, а также в разбавленных жидкометаллических средах щелочных металлов (см. табл. 179, стр. 648).

Ниобий высокой чистоты получают плавлением в вакуумных электронно-лучевых или дуговых печах. Первичную деформацию (ковку или прессование) слитков выполняют при $1000-1500^{\circ}\text{C}$, повторную деформацию — при $500-700^{\circ}\text{C}$ или при комнатной температуре. Промежуточный отжиг нагартованного ниобия производят ниже 1300°C . При нагреве ниобий необходимо защищать от контакта с воздухом, защитная атмосфера для ниобия — аргон и глубокий вакуум.

Ниобий хорошо обрабатывается резанием. Рекомендуемые режимы при токарной обработке: $v = 18 \text{ м/мин}$, $s_{\text{черн}} = 0,2 \div 0,3 \text{ мм/об}$, $s_{\text{чист}} \leq 0,125 \text{ мм/об}$. Параметры инструмента: радиус закругления резца $0,5 \text{ мм}$, задний угол в плане $10-20^{\circ}$, боковой и концевой зазоры 45° , боковой скос 15° , угол резания 30° .

Сверление можно выполнять стандартными сверлами при больших скоростях процесса с охлаждением. Резьбу нарезают также обычным инструментом.

Ниобий можно сваривать обычной аргоно-дуговой сваркой; при толщине листа $> 1 \text{ мм}$ дуговую сварку осуществляют в камере

с аргоном или электронно-лучевым методом в вакууме. Точечную сварку листов толщиной $< 0,4$ мм можно проводить на воздухе. Если при сварке не происходит загрязнения, то сварные соединения чистого ниобия пластичны при комнатной температуре.

Ниобий и его сплавы можно паять при помощи припоев. Для работы паяных соединений ниже 100°C пайку выполняют оловянно-свинцовыми припоями обычным способом с предварительной подготовкой соединяемых поверхностей. Высокотемпературную пайку ниобия и его сплавов нужно выполнять в атмосфере аргона, гелия или в вакууме не ниже 10^{-4} мм рт. ст. при тщательной предварительной очистке поверхности. Для высокотемпературной пайки ниобия используют титан или припой, состоящий из 29% Ni, 2% Si, 1,2% Fe, 0,2% В (остальное Cu); температура плавления этого припоя 1120°C .

Молибден и его сплавы

Из молибдена и его малолегированных сплавов изготавливают сопла критических сечений ракетных двигателей, обоймы камер сгорания [496]; из слоистых листов молибдена — турбинные лопатки; из листов размером 910×2400 мм с точными допусками по толщине изготавливают передние кромки оперения летательных аппаратов, работающих при $1100\text{—}2200^\circ\text{C}$.

Молибден имеет низкий коэффициент расширения, высокие теплопроводность и электропроводность и, обладая при этом высокой прочностью, служит прекрасным материалом для стоек, поддерживающих сеток, катодов и других конструкций, работающих в вакууме [496].

В атмосфере и окислительных средах при высоких температурах молибден интенсивно окисляется, и поэтому его нельзя использовать без защитных покрытий. На воздухе он устойчив до 400°C , а выше 600°C начинает интенсивно окисляться.

В среде очищенного азота молибден устойчив до температуры плавления. В среде углеводородов, окиси углерода и с углеродом он образует выше $1100\text{—}1200^\circ\text{C}$ карбиды Mo_2C и MoC , имеющие высокие температуры плавления (2410 и 2700°C), а с азотом — нитриды (Mo_3N , Mo_2N , MoN), которые диссоциируют при сравнительно низких температурах (ниже 1000°C).

С кремнием молибден образует силициды Mo_3Si , Mo_5Si_3 и MoSi_2 , содержащие соответственно 8,89; 14,9; 36,9% (по массе) кремния и имеющие высокие температуры плавления: 2180 , 2100 , 2030°C .

Легирование молибдена практически не защищает его от катастрофического окисления при нагреве деталей в атмосфере воздуха и окислительных средах. Однако когда срок действия высоких температур очень короткий, как это имеет место в ракетной технике (несколько секунд, минут), критические сечения сопел можно изготавливать из молибдена с менее надежной защитой. Для

защиты молибдена и его сплавов от окисления применяют различные покрытия. Наиболее часто применяют диффузионное насыщение поверхности кремнием, в результате которого образуется защитный слой из дисилицида молибдена. Покрытия на основе дисилицида молибдена (MoSi_2) наносят также методом плазменного напыления. Такие покрытия защищают молибден и его сплавы до 1700°C в течение сравнительно короткого срока (несколько часов). Применяют покрытия из дисилицидов с легированием их хромом, алюминием и титаном, цирконием, вольфрамом, ниобием; такие покрытия могут обеспечить работу в течение 500 ч при 1200°C и 1 ч при 1800°C . Также используют защитные покрытия из хрома, никеля, платины и тугоплавких окислов (ZrO_2 , Al_2O_3 , $\text{Cr} + \text{фрита}$ и каолин), наносимые термодиффузионно и с помощью напыления. Более подробные данные о применении защитных покрытий для молибдена приведены в табл. 208 и работе [496].

ТАБЛИЦА 208. ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ МОЛИБДЕНА И СПЛАВОВ НА ЕГО ОСНОВЕ

Покрытие	Метод нанесения	Толщина покрытия мм	Жаростойкость	
			t, °C	τ , ч
Платиновое	Гальванический	0,1	1100—1200	>100
Хромовое	Термодиффузионный; гальванический	0,1—0,2	1100 1200 1370 1650	400 100 24 1,5
Никелевое	То же	0,075	1100	>100
Cr—Ni	Гальванический, плакирование (сплавами)	0,25	1000—1100 1200	400 100
Ni—Rh	Гальванический (последовательное нанесение)	0,0025— —0,025 Ni+ +0,0025 Rh	1540	>10
Mo Si ₂	Термодиффузионный; напыление; электро- лиз из расплавлен- ных солей	0,1—0,15	1100—1200 1300 1500—1650 1700	1000 >500 50—30 ~3

Покрытие	Метод нанесения	Толщина покрытия мм	Жаростойкость	
			t, °C	τ, ч
MoSi ₂ , легированный хромом (W-2)	Термодиффузионный; напыление	0,05—0,15	1100—1200	1000
			1300	>500
			1500—1650	50—30
			1700	~3
Cr-Al-Si	Термодиффузионный	0,1—0,15	1100—1200	1000
			1300	>500
			1500—1650	50—30
			1700	~3
	Напыление	>0,2	1000—1100	500
			1300	200
			1650	4
Mo Si ₂ , легированный Al, B, Ti, Nb и др. [Al—Si, B—Si, Ti—Si, Nb—Si (PFR-6) и др].	Термодиффузионный; из расплавленных солей	0,1—0,15	1100—1200	1000
			1300	>500
			1500—1650	50—30
			1700	~3
	Напыление	0,1—0,15	1100	>100
			1370	>24
			1650	>1,5
			1900	>0,5
			2100	45 сек
Ni—Cr—B (Colmonoy 5,6), Ni—Si—B, Al—Ni—Si и др.	Напыление	0,13—0,2	1000	>100
			1100	>25
			1200	>8
			1300	~1
Al ₂ O ₃ (Rokid+A)	Напыление	0,1—0,2	1100—1370	100
			1480	4
			1540	4
			1900	~3
ZrO ₂ (стабилизированная)	Напыление	>0,2	1000	>100
			1500	>5
			2000	3
Cr + фритта + каолин	Окувание; напыление	~0,2	1100	2000
			1200	300

Высокая температура рекристаллизации обеспечивает сохранение у молибдена и его сплавов высокой жаропрочности в наклепанном или прессованном состоянии; состав некоторых сплавов — см. табл. 209.

ТАБЛИЦА 209. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Ti	Zr	C	W, Nb
Mo-0,5% Ti	0,5	—	0,02	—
TZM	0,5	0,08	0,02	—
TZC	1,2	0,15	0,15	—
BM-1	≤0,4	0,08—0,25	≤0,01	≤0,6 W
BM-2	≤0,2	0,25—0,40	≤0,02	≤0,2 W
BM-3	0,80—1,30	0,30—0,60	0,25—0,50	1,0—1,8 Nb

В табл. 210—212 и на рис. 424 приведены механические свойства отечественных и зарубежных молибденовых сплавов при высоких температурах.

Сравнительно невысокая плотность — $d = 10,2 \text{ г/см}^3$ (табл. 200) позволяет применять молибден и его сплавы для вращающихся с большой скоростью деталей (лопатки, роторы и диски). Основной их недостаток, как уже упоминалось, недостаточная надежность покрытий (срок службы от нескольких до 100 ч).

При всех операциях нагрева поверхность молибдена необходимо изолировать от воздуха. Деформацию, термическую обработку и сварку следует проводить в вакууме, водороде или нейтральной среде.

Первичную деформацию литого металла рекомендуется выполнять при 1500—1600° С путем прессования на высокоскоростных прессах с применением в качестве смазки стекла и графита. Технология дальнейшего передела заготовок из плавленного металла не отличается от принятой для спеченного металла (ковка, волочение, прокатка, прессование).

Термическая обработка молибдена состоит из отжига для снятия напряжений (900—950° С) и рекристаллизационного отжига при 1200—2000° С.

Чистый рекристаллизованный молибден изготовленный выплавкой или спеканием в вакууме, пластичен при комнатной температуре.

Высадку, гибку, отбортовку, глубокую вытяжку молибденовых листов толщиной < 0,5 мм можно проводить при комнатной температуре, но лучшие результаты получаются при подогреве листа и инструмента. Заготовки толщиной более 0,5 мм штампуют при 200—700° С. Кратковременный нагрев до 300—400° С можно проводить на воздухе и в масляной ванне. Выше 400° С рекомендуется нагревать заготовки в печи с контролируемой

Т А Б Л И Ц А 210. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Состояние	t , °C	$E_{длин}$ кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кг-м/см ²
Mo—0,5% Ti	Деформированное	20	—	77,5	67,5	29	—	—
		871	—	61,0	—	17	—	—
		982	—	46,0	—	25	—	—
		1093	—	42,0	—	15	—	—
		1204	—	35,0	—	—	—	—
		1371	—	14,0	—	53	—	—
	1649	—	7,0	—	56	—	—	
	Отожженное	24	—	79	—	—	—	—
		982	—	47	—	—	—	—
		1315	—	13	—	—	—	—
Рекристаллизованное	24	—	55	—	—	—	—	
	1315	—	14	—	—	—	—	
TZM	Деформированное	982	—	94,5	—	—	—	—
		1093	—	63,0	—	—	—	—
		1306	—	41,0	—	—	—	—
		1649	—	10,0	—	—	—	—
	Отожженное	24	—	84—91	70	29	63	—
		982	—	53—60	—	18	73	—
		1315	—	38	—	31	96	—
		1649	—	10	—	—	—	—
		—	—	—	—	—	—	—
		—	—	—	—	—	—	—

Сплав	Состояние	$t, ^\circ\text{C}$	$E_{\text{дин}}$ кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$ кг/мм ²	$\delta, \%$	$\psi, \%$	a_K кг·м/см ²
TZM	Рекристаллизованное	24	—	56	—	—	—	—
		982	—	29	—	—	—	—
		1315	—	17	—	—	—	—
TZC	Деформированное	24	—	95—96	79	22	—	—
		980	—	48	43	20	—	—
		1204	—	43	37	11	—	—
	Отожженное	1200	—	43	—	—	—	—
		1300	—	42	—	—	—	—
BM-1 и ЦМ2А	Лист толщиной 1 мм (деформация ~95%)	-70	—	100	—	7	—	—
		-50	—	94	—	7	—	—
		-30	—	90	—	9	—	—
		20	33 000	80	68	10	—	—
		200	32 800	68	—	11,5	—	—
		400	32 000	65	—	5	—	—
		600	30 000	55	—	7	—	—
		800	29 800	50	—	—	—	—
		1000	28 000	42	—	—	—	—
		1200	27 000	34	—	—	—	—
		1500	24 000	14	—	—	—	—
1800	18 500	10	—	—	45	—		

Слав	Состояние	$t, ^\circ\text{C}$	$E_{\text{длин}}$ кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	$\delta, \%$	$\psi, \%$	a_K кг·м/см ²
ВМ-2	Пруток (деформация ~85%)	20	33 300	75	—	10	30	0,2
		100	33 170	—	—	—	—	0,5
		200	32 800	—	—	—	—	0,5
		300	32 180	—	—	—	—	12
		400	32 000	—	—	—	—	12
		500	—	—	—	—	—	—
		800	28 000	57	—	—	13	60
		1000	28 000	52	—	—	10	60
		1200	27 000	45	—	—	13	70
		1500	24 000	16	—	—	15	70
		1800	18 500	9	—	—	18	—
		2000	—	3	—	—	20	—
ВМ-3	Пруток отожженный	20	32 500	80—86	—	0—0,3	0	0
		700	—	—	—	—	—	0,6—1,8
		1150	—	60—68	—	6—12	≥20	—
		1300	—	50—57	—	6—12	≥30	—
ВМ-3	Пруток рекристаллизованный	20	—	43—60	—	2—8	0,7—40	—
		1400	—	30—33	—	15—33	≥50	—
		1600	—	26—29	—	30—40	≥50	—
		1800	—	12—13,5	—	48—50	6,5	—

ТАБЛИЦА 211. ЖАРОПРОЧНЫЕ СВОЙСТВА, кг/мм^2 ,
ОТЕЧЕСТВЕННЫХ МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Состояние	$t, ^\circ\text{C}$	σ_{100}	σ_{500}	σ_{1000}	σ_{5000}	$\sigma_{0,5/100}$	$\sigma_{0,5/1000}$	$\sigma_{0,5/5000}$
BM-1	Пруток деформированный	1000	32—33	30—31	29—30	26—28	22	19	17
		1100	23—24	21—22	19—20	17—18	16,5	14,5	12,5
		1200	8—9	7	6,5	4—5	—	—	—
BM-2	Деформированное	1000	37—38	35—36	34—35	32—33	26	23	21
		1100	25—27	23—24	21—22	18—19	19	17	15
		1200	15—16	10—12	9—10	6—8	—	—	—
		1300	7,5	—	4,5	—	—	—	—
		1400	5,0	—	—	—	—	—	—
BM-3	Отожженное	1200	—	—	—	—	20	—	—
		1300	25—27	—	—	—	—	—	—
	Рекристаллизованное	1400	16	—	—	—	—	—	

ТАБЛИЦА 212. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ
ЗАРУБЕЖНЫХ МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Состояние	$t, ^\circ\text{C}$	σ_{100} кг/мм^2	Сплав	Состояние	$t, ^\circ\text{C}$	σ_{100} кг/мм^2
Mo-0,5% Ti	Деформированное	982	37	TZM	Отожженное	982	49
		1093	24			1093	37
						1204	16
			1315			7	
	Отожженное	1093	24,5		Рекристаллизованное	982	27—28
		1204	12,0			1093	21—24
1315		7,0	1204	12			
Рекристаллизованное	870	24,3	TZC	Деформированное	980	43	
	982	20,0			1315	24	
	1093	14—15	Отожженное	1204	21		
		1315		12			
TZM	Деформированное	982	49	Упрочненное старением при 2066 °C в течение 5 ч	1204	35	
		1093	37				

атмосферой (или в соляной ванне). При глубокой вытяжке применяют смазку в виде высокохлорированных масел.

Детали из молибдена соединяют сваркой, пайкой или клепкой. Соединяемые сваркой и пайкой поверхности должны быть чистыми и в атмосфере над нагретым металлом не должно быть кислорода и азота. Сварку молибдена необходимо проводить в вакууме или в аргоне. При содержании в атмосфере сварочной камеры $>0,05\%$ кислорода пластичность сварного соединения резко падает. Листы толщиной более $0,5$ мм и детали сваривают дуговой сваркой и вольфрамовым электродом или электронно-лучевым методом. При $150\text{--}200^\circ\text{C}$ сварные соединения пластичны (угол загиба около 180°). Мелкие тонкостенные детали хорошо свариваются контактной сваркой (с прокладкой из танталовой фольги).

В конструкциях, не требующих герметичности, можно соединять детали заклепками (из молибдена, стали, тантала). Изготавливать заклепки и выполнять процесс клепки лучше при подогреве изделий и инструмента до $200\text{--}400^\circ\text{C}$.

Вольфрам и его сплавы

Вольфрам и его сплавы имеют наивысшую температуру плавления и являются перспективными материалами для применения в качестве жаропрочных, работающих при наиболее высоких температурах. В ракетной технике вольфрам используют для изготовления вставок критического сечения ракетных двигателей [503]. Сплав вольфрама с 2% Th имеет высокие жаропрочность и термическую стойкость по сравнению с прессованным или литым чистым вольфрамом. Вольфрам успешно применяют в носовой части ряда ракет, вместо абляционных испаряющихся материалов с покрытиями из ZrO_2 и ThO_2 и HfO_2 . Общеизвестно применение вольфрама в нитях накаливания контактах переключателей, электродах для сварки и т. д. [489, 490, 496]. Его также используют в атомной технике и ряде других отраслей.

Изделия из вольфрама хорошо работают в условиях вакуума, в водороде, в инертных газах (Ar, He) и чистом азоте.

В атмосфере кислорода и окислительных средах вольфрам начинает окисляться выше 800°C , при этом окисление до 1000°C подчиняется параболическому закону, а выше 1000°C — линейному.

Для защиты поверхности деталей из вольфрама и его сплавов применяют термодиффузионные покрытия, получаемые из порошков и из газовой фазы на основе дисилицида вольфрама, иногда с добавками титана и циркония, эмали, а также другие комплексные покрытия [496].

Вольфрам и его сплавы имеют высокие механические свойства при температурах 1000°C и выше (табл. 213—215, см. рис. 424 и 425).

ТАБЛИЦА 213. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$\delta, \%$	$\Psi, \%$	Сплав	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$\delta, \%$	$\Psi, \%$
W-0,5 Mo	1370	26,5	2	0	W-1,3 Nb	1650	26,0	8	21
	1615	15,0	20	51		1930	10,0	18	18
	1930	6,3	36	33	W-2,0 Nb	1650	23,4	9	25
	2200	4,6	25	30					
W-5 Mo	1650	17,5	—	—	W-1,6 Ta	1650	14,1	28	62
	1930	7	—	—		1930	9,7	47	68
	2200	4	—	—		2060	6,6	44	48
W-15 Mo (кованый)	1650	17,5	27	78		W-3,6 Ta	1650	35	15
	1930	9,4	85	95	1930		11,8	34	39
	2200	4,9	—	—					
Нелегированный W (прессованный)	1650	10,7	49	76	W-5,3 Ta	1650	39,2	—	—
						1930	14	—	—
						2200	7,7	—	—
W-0,5 Nb	1650	24,5	10	57	W-1 ThO ₂	1370	34	—	—
	1930	7,7	30	35		1650	26	—	—
W-1,0 Nb	1650	15,3	20	23	W-2 ThO ₂	1370	24,9	—	—
	1930	8,7	23	21		1650	20,7	—	—

Разработаны сплавы вольфрама с молибденом, рением, ниобием, танталом и торием (табл. 213). Наиболее высокими характеристиками жаропрочности обладают сплавы вольфрама с 3,6—5,3% Ta, 0,5—1,3% Nb и 12—25% Mo. Эти сплавы при 1600—1650° С имеют $\sigma_b = 20 \div 40 \text{ кг/мм}^2$ и достаточную пластичность; при 1900—2000° С $\sigma_b = 10 \text{ кг/мм}^2$.

Высокую жаропрочность обнаруживает сплав вольфрама с 0,48% Zr и 0,048% C, у которого τ_b при 1650° С составляет 55 кг/мм², а при 1925° С 43 кг/мм². Данных о длительной прочности сравнительно мало (см. рис. 425,а).

Заслуживают внимания сплавы вольфрама с диспергированными окислами (1—2% Ti), изготавливаемые методами металлокерамики.

Вольфрам деформируют прессованием, ковкой, прокаткой, выдавливанием. Литой вольфрам деформируют в интервале 1400—2300° С (можно при 1400—1700° С). Нагрев для деформирования необходимо выполнять в атмосфере водорода или в вакууме. Повторную деформацию проводят около 1200° С. Температура

конца деформации не должна быть ниже 600—800° С. Промежуточные отжиги следует проводить в вакууме или в защитной атмосфере.

При прокатке листов на воздухе поверхностный слой удаляют травлением в расплавленной каустической соде. Из вольфрама можно изготавливать прутки, листы, трубки, проволоку, фольгу, профиль.

ТАБЛИЦА 214
ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ
ВОЛЬФРАМОМОНБДЕ-
НОВЫХ СПЛАВОВ
ПРИ 1650° С

Сплав	σ_B , кг/мм ²	τ , ч	δ , %	ψ , %
W-5Mo	14	0,63	37	86
	8,4	4,4	64	90
W-15Mo	14	3,8	33	74
	8,4	12	4,6	79
W-2ThO ₂	15	100	—	—
	20	10	—	—

ТАБЛИЦА 215. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
РЕНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	t , °С	σ_B , кг/мм ²	δ , %
Re-50 Мо (отожженный)	20	95	6
	1500	15	9
	1800	6	25
Re-60 Мо	20	84	4
	1500	14	13
	1800	6,2	16
Re-40 W-20 Мо	20	125	—
	1500	21	13
	1800	12	22
Re-50 Мо (горячекатаный)	25	135	4
	982	56	10
	1204	34	18
То же (рекристаллизованный)	25	135	20

Механическая обработка вольфрама затруднительна. Поэтому при обработке резанием его следует подогревать до 400—500° С. Листы можно резать наждачным камнем.

Сварку вольфрама плавлением можно выполнять в вакууме или в нейтральной среде. Сварные соединения пластичны выше 600° С.

Точечную сварку листов проводят с прокладкой танталовой фольги.

Тантал и его сплавы

Тантал обладает высокой коррозионной стойкостью в ряде химически сильно агрессивных сред (в серной кислоте крепостью 20—25 и 98%, в смеси серной и азотной кислот, в смеси серной кислоты и Cr₂O₃, фосфорной кислоте и др.). Он также стоек в средах переработки ядерного горючего и жидкометаллических

средах из тяжелых металлов (висмут) [496]. Тантал имеет ряд особых электротехнических свойств и применяют его для изготовления электролитических конденсаторов, геттеров, деталей электронных ламп и др.

При нагреве в атмосфере воздуха и окислительных средах выше $300\text{--}500^\circ\text{C}$ тантал окисляется; в случае нагрева в азоте при 300°C и выше сильно поглощает азот и образует нитриды типа TaN , Ta_2N . Тантал сильно поглощает водород (до 700 объемов на 1 объем тантала) и становится хрупким. При повышенных температурах образуется гидрид типа $\text{TaH}_{0,74}$, который при нагреве до $800\text{--}1000^\circ\text{C}$ распадается. С углеродом тантал образует карбиды типа TaC .

По механическим свойствам при высоких температурах тантал занимает промежуточное место между сплавами на основе ниобия и молибдена (рис. 424, табл. 213). Высокая плотность не позволяет применять его для вращающихся сильно нагруженных деталей (лопатки, диски и роторы). У тантала и его сплавов умеренная прочность сочетается с достаточной пластичностью при комнатной и низких температурах (-196°C), т. е. не обнаруживается порога хрупкости в широком исследованном интервале температур.

Тантал подвергается всем видам деформаций в холодном состоянии; при этом в процессе деформации он сравнительно слабо нагартовывается.

Во всех случаях нагрева тантал необходимо изолировать от контакта с воздухом. Наиболее подходящая атмосфера при нагреве тантала — глубокий вакуум.

Чистый тантал легко поддается обработке резанием. Сваривается он только в вакууме или нейтральной среде, причем хорошо сваривается с медью, титаном, ниобием, цирконием; возможна сварка с молибденом и вольфрамом.

При механических соединениях в конструкциях, которые должны быть герметичными, фланцевое соединение предпочтительнее, чем разьбовое; это обусловлено тем, что коэффициент трения при скольжении тантала по танталу большой, нарезка легко нарушается и конструкция теряет герметичность. Тантал обладает способностью при работе привариваться к большинству металлов.

Рений и его сплавы

Рений [500], вводимый в молибденовые и вольфрамовые сплавы, понижает порог хрупкости и повышает температуру рекристаллизации. Поэтому наиболее часто он входит в состав молибденовых, вольфрамовых и танталовых сплавов (табл. 215).

В атмосфере воздуха и в окислительных средах рений при нагреве очень быстро окисляется, но он не реагирует с азотом и углеродом. Рений образует бориды (ReB , Re_7B_3 , ReB_5 , ReB_3) и сили-

ТАБЛИЦА 216. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
НЕЛЕГИРОВАННОГО РЕНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Состояние материала	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ , %
Деформированный	240 *	—	—
Рекристаллизованный	115—120	—	10—25
Проволока кованая (диам. 1,25 мм)	235,5	—	5—10
Отожженный лист толщиной 0,13 мм	105,5	27,4	19
Отожженный холоднокатаный лист толщиной 0,13 мм:			
$\lambda=10\%$	191,1	179,2	3
$\lambda=20\%$	201,8	192,6	2

* $E = 47\,000$ кг/мм²; $HB = 500 \div 800$.

циды (R_2Si , Re_5Si_3 , $ReSi$ и $ReSi_2$); температуры плавления последних 1900—1930° С.

Нелегированный рений имеет высокую прочность при достаточной пластичности (табл. 216) при комнатной и повышенных температурах.

1. Х и м у ш и н Ф. Ф. Нержавеющие, кислотоупорные и жароупорные стали. Металлургиздат, изд. 1-е, 1940; изд. 2-е, 1945.
2. Х и м у ш и н Ф. Ф. Жароупорные стали для авиационных двигателей. Оборонгиз, 1942.
3. Жаропрочные стали и сплавы. Сб. статей под ред. Ф. Ф. Химушина. Оборонгиз, 1949.
4. Х и м у ш и н Ф. Ф. Жаропрочные газотурбинные стали и сплавы. Современные сплавы и их термическая обработка. МДНТП им. Ф. Э. Дзержинского. Машгиз, 1958.
5. Х и м у ш и н Ф. Ф. Легирование, термическая обработка и свойства жаропрочных сталей и сплавов. Оборонгиз, 1962.
6. Cross C. Materials for Large Power Turbines. Metal Progress, 1965, v. 87, № 3 и 4, pp. 67—74, 91—96.
7. Приданцев М. В. Влияние примесей и редкоземельных металлов на свойства сплавов. Metallurgizdat, 1962.
8. Сб. «Фазовый состав, структура и свойства легированных сталей и сплавов». Изд-во «Машиностроение», 1965.
9. Х и м у ш и н Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. Изд-во «Металлургия», 1964.
10. Wagner H. I., Prosk G. Metal Progress, 1967, v. 91, № 3, p. 75.
11. Либерман Л. Я., Пейсихис М. И. Свойства сталей и сплавов, применяемых в котлотурбостроении. ЦКТИ, вып. 16, 1966, ч. I—III.
12. Либерман Л. Я., Пейсихис М. И. Справочник по свойствам сталей, применяемых в котлотурбостроении. Машгиз, 1958.
13. Конструкционные материалы. Энциклопедия современной техники. Под ред. А. Т. Туманова, т. I—III. Изд-во «Советская энциклопедия», 1964—1965.
14. Приданцев М. В., Эстулин Г. В. Сталь, 1957, № 7, с. 635.
15. Wood D. R., Cook R. M. Metallurgia, 1963, v. 67, № 401, p. 109.
16. Х и м у ш и н Ф. Ф. Нержавеющие стали. Metallurgizdat, 1-е изд., 1963; 2-е изд., 1967.
17. Приданцев М. В., Ланская К. А. Стали для котлостроения. Metallurgizdat, 1959.
18. Х и м у ш и н Ф. Ф. Нержавеющие и окалиностойкие стали и сплавы. В справочнике «Металловедение и термическая обработка». Metallurgizdat, 1962, с. 1327.
19. Алексеенко М. Ф. Структура и свойства теплостойких конструкционных и нержавеющей сталей. Оборонгиз, 1962.
20. Михайлов-Михеев П. Б. Справочник по металлическим материалам турбино- и моторостроения. Машгиз, 1961.
21. Kinsley V. N. Trans. ASM, 1945, p. 1245.
22. Bloom D. S. a. Grant N. I. J. Metals, 1951, № 3, p. 1009.
23. Лозинский М. Г. Строение и свойства металлов и сплавов при высоких температурах. Metallurgizdat, 1963.
24. Миркин И. Л., Лившиц Д. Е. Заводская лаборатория, 1949, № 9, с. 1080.
25. Westbrook I. H. Trans. ASM, 1953, v. 45, p. 221.
26. Осипов К. А., Федотов С. Т. Изв. АН СССР, 1955, № 1, с. 98.
27. Symposium on Materials for Gas Turbines, ASTM, 1946, v. 19.
28. Одинг И. А. и др. Теория ползучести и длительной прочности металлов. Metallurgizdat, 1959.

29. Шишочкин В. П. ЖПХ, 1929, т. 2, № 6, с. 67; ЖТФ, 1938, № 8, с. 1613.
30. Metal Handbook, ASM, 1961.
31. Harris G. T. a. Watkins M. T. Symposium on High Temperature Steels a. Alloys for Gas Turbines, Iron a. Steel Inst., 1952, N 43, p. 185.
32. Köster W. Z. Metallkunde, 1948, Bd. 39, № 1, S. 28.
33. Иванова В. С. Заводская лаборатория, 1955, т. 31, № 2, с. 212.
34. Bailey R. W. Proc. Inst. Mech. Eng., 1933, v. 122, p. 209.
35. Soderberg C. Trans. ASME, 1936, v. 58, № 8, p. 733.
36. Kanter I. Trans AIME, Iron a. Steel, 1938, v. 131, p. 385.
37. Одинг И. А., Иванова В. С. Вопросы машиноведения. Изд-во АН СССР, 1950, с. 453.
38. Одинг И. А. ДАН СССР. Новая серия, 1950, т. 75, № 2, с. 197.
39. Борздыка А. М. Методы горячих механических испытаний металлов. Metallurgizdat, 1962.
40. Гинцбург Я. С. Испытания металлов при повышенных температурах. Машгиз, 1954.
41. Johnson A. a. Tapscell H. A. Comparison of Some Carbon-Molibdenum Steels on the Basis of Various creep Limits, AIME, 1948.
42. Smith G. V. Properties of Metals at Elevated Temperatures, Mc. Graw-Hill Book Co, 1950.
43. Nadai A., Mc. Vetty P. G. Proc. ASTM, 1943, v. 43, p. 735, 707.
44. Smith G., Dules E. a. Houston E. Trans. ASM, 1950, v. 42, p. 935.
45. Либерман Л. Я. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, 1964, № 1, с. 7.
46. Химушин Ф. Ф., Трусова Е. Ф., Гаврилюк М. И. Структура и свойства сплава ЭИ437. Оборонгиз, 1955.
47. Парфенов В. А. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, 1955, № 1, с. 36; № 4, с. 16.
48. Кишкин С. Т. ДАН СССР, 1954, т. 95, № 4, с. 789. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, 1960, № 9, с. 2.
49. Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», т. VII. Изд. АН СССР, 1961.
50. Журков С. Н., Санфиоров Т. П. ДАН СССР, 1955, т. 101, № 2, с. 237.
51. Larson K., Miller G. Trans. ASME, 1952, v. 74, № 5, p. 765-52. Symposium ASTM, Techn. Publ., 1953, № 151.
53. Никитин В. И. Заводская лаборатория 1959, т. 25, № 12, с. 1492; 1961, т. 27, № 1, с. 71.
54. Grant N. G., Backlin A. G. Trans. ASM, 1950, v. 42.
55. Manson S. S. a. o. Trans. ASM, 1959, v. 51, p. 911.
56. Goldhoff R. M. Trans. ASME, 1960, v. 82, p. 848.
57. Лупаков И. С., Воейков В. П. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, 1962, № 2, с. 49.
58. Brown W. F., Jones M. H., Newtan D. P. Proc. ASTM, 1953, v. 53, p. 61.
59. Брагина Т. К. В сб. «Прочность при повышенной температуре», № 22. Оборонгиз, 1957, с. 72.
60. Миркин И. Л., Трунин И. И. В сб. «Испытание и свойства жаропрочных материалов». Машгиз, 1957.
61. Сб. «Исследование материалов для энергетических установок» (ЦКТИ), вып. 69, 1966.

62. Сизова Р. Н., Николаенко Н. Я. В сб. «Прочность при повышенной температуре» № 18, Оборонгиз, 1955, с. 3.

63. Сб. «Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях». Перев. с англ. Госэнергоиздат, 1960.

64. Давиденков Н. Н., Лихачев В. А. Необратимое формоизменение металлов при циклическом воздействии. Машгиз, 1962.

65. Либерман Л. Я., Боева А. В. Металловедение и термическая обработка металлов, 1956, № 6, с. 16.

66. Вогорну G. R. a. Furman D. E. Trans. ASM, 1942, v. 30, № 4, p. 435.

67. Coffin L. F. Trans. ASME, 1954, v. 76, № 6, p. 923; 1956, v. 78, № 3, p. 517.

68. Сб. «Жаропрочные материалы для энергетического машиностроения» (ЦКТИ), вып. 53, 1965.

69. Haythorn P. A. The Iron Age, 1948, v. 162, p. 89.

70. Сб. «Термостойкость жаропрочных сплавов». Под ред. Н. М. Склярова. Оборонгиз, 1962.

71. Symposium on the Nature, Occurance a. Effect of Sigma Phase, ASTM, 1951.

72. Бочвар А. А., Зуйкова А. А. ДАН СССР, 1958, т. 121, № 1, с. 91.

73. Зуйкова А. А. Изв. АН СССР. ОТН, 1958, № 10, с. 92.

74. Серенсен С. В., Козлов Л. А. Вестник машиностроения, 1953, № 4, с. 16.

75. Зуйкова А. А. Изв. АН СССР, ОТН, 1959, № 2.

76. Александров Б. И. В сб. «Конструкционная прочность сталей», кн. 63 (ЦНИИТМАШ). Машгиз, 1954.

77. Одинг И. А. Изв. АН СССР, ОТН, 1948, № 10, с. 1561—1575.

78. Одинг И. А., Цейтлин В. З. ДАН СССР, Новая серия, 1950, т. 75, № 5, с. 883—886.

79. Одинг И. А. Вестник машиностроения, 1949, № 2, с. 5—14.

80. Одинг И. А., Волосатова Е. Н. Вопросы машиноведения. Изд. АН СССР, 1950, с. 446—452.

81. Freeman I. W. a. Voogheer H. K. Relaxation Properties of Steels a. Super Alloys at Elevated Temperatures, ASTM, Spec. Publ, № 187, 1956.

82. Mc Gee R. L. a. o. Material in Design Engineering, 1959, v. 50, № 6, p. 106.

83. Structural Alloys for Cryogenic Service Metal Progress, 1963, v. 83, № 3, p. 101; 1962, v. 82, № 3, p. 186.

84. Гиндин И. А., Лазарева М. Б., Никишов А. С., Ринк Л. П. Металловедение и термическая обработка металлов, 1964, № 5, с. 44.

85. Кошелев П. Ф., Беляев С. Е. Прочность и пластичность конструкционных материалов при низких температурах. Изд-во «Машиностроение»-1967.

86. A Symposium on High-Temperature Steels and Alloys for Gas Turbines, Special Report N 43, The Iron and Steel Inst., 1952 (London).

87. Сб. «Старение сплавов». Перев. с англ. Металлургиздат, 1962.

88. Сб. «Жаропрочные сплавы в условиях полетов со сверхзвуковыми скоростями». Перев. с англ. Металлургиздат, 1962.

89. Беттеридж У. Жаропрочные сплавы. Металлургиздат, 1961.

90. Кларк К. Жаропрочные сплавы. Перев. с англ. Металлургиздат, 1957.

91. The Aeroplane, 1964, № 1571, p. 72.

92. Бернштейн М. Л. Стали и сплавы для работы при высоких температурах. Металлургиздат, 1956.

93. Кишкин С. Т., Сулема А. М., Строганов В. П. Исследование влияния наклепа на механические свойства и структуру сплава ЭИ437А. Труды МАИ, вып. 71. Оборонгиз, 1956.

94. Каган Д. Я., Колчинский В. И. Металловедение и термическая обработка металлов. 1959, № 8, с. 52.

95. Data Sheet. Forging Ranges for Steels a. Superalloys, Metal Progress, May 1965, v. 87, p. 90.

96. Бернштейн М. Л., Свистунова З. С. Сталь, 1960, № 4, с. 354.

97. Станюкович А. В. Металловедение и термическая обработка металлов, 1960, № 7, с. 7.

98. Зимина Л. Н., Минкевич А. Н. В сб. «Специальные стали и сплавы», вып. 39 (ЦНИИЧМ). 1965, с. 224.

99. Сб. «Структура и свойства новых жаропрочных материалов», кн. 105 (ЦНИИТМАШ), Машгиз, 1962.

100. Парфенов В. А. Металловедение и термическая обработка металлов, 1955, № 1, с. 36; Теплоэнергетика, 1956, № 5, с. 13; 1957, № 9, с. 19.

101. Коломыцев П. Т. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1960, № 9, с. 7.

102. Fleischman M. Iron Age, 1946, v. 157, № 3, p. 44; № 4, p. 50.

103. Эстулин Г. В. и др. Вестник инженеров и техников, 1948, № 5, с. 168.

104. Clark C. F., Fleischman M., Freeman I. Trans. ASM, 1952, v. 44, p. 89—112.

105. Бернштейн М. Л. В сб. «Производство и обработка стали», XXXII (МИС). Металлургиздат, 1954, с. 314.

106. Александров Б. И. В сб. «Повышение усталостной прочности стальных и чугунных деталей поверхностным наклепом», кн. 74 (ЦНИИТМАШ). Машгиз, 1955, с. 42.

107. Conway C. G. Heat Resisting Steels a. Alloys. London, 1953.

108. D. A. Oliver a. G. T. Harris. Metallurgia, 1947, № 209.

109. Иванова В. С. В сб. трудов Сибирского физ.-техн. института, 1955, с. 43.

110. Иванова В. С. В сб. «Прочность металлов». Изд. АН СССР, 1956, с. 16.

111. Сб. «Свойства материалов, применяемых в турбостроении и методы их испытания», Машгиз, 1962.

112. Миркин И. Л., Канчеев О. Д. В сб. «Исследование жаропрочных материалов для теплоэнергетики», № 59. Изд-во «Машиностроение», 1966, с. 30.

113. Kanter G. a. Spring L. Proc. ASTM, 1930, v. 30, p. 361.

114. Химушин Ф. Ф. Жароупорные и теплоустойчивые стали и сплавы для газовых турбин. Изд-во АН СССР, 1955.

115. Бокштейн С. З. и др. Исследования строения металлов методами радиоактивных изотопов. Оборонгиз, 1959.

116. Уманский Я. С. и др. Физическое металловедение. Металлургиздат, 1955.

117. Сб. «Процессы диффузии, структура и свойства металлов». Изд-во «Машиностроение», 1964.

118. Ogg R. L. a. o. Trans. ASM, 1954, v. 46, p. 113; Metals, 1954, v. 6, Sect. 1, p. 71.

119. Miller G. a. Guernieri G. Trans. ASM, 1949, v. 41, p. 167.

120. Борздыка А. М. Изв. АН СССР, ОХН, 1949, № 2, с. 121.

121. Мирский Л. М. Процессы диффузии в сплавах. Оборонгиз, 1959.

122. Грузин П. Л. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1960, № 10, с. 5.
123. Васильева Е. В., Прокошкин Д. А. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1967, № 8, с. 2.
124. Wells C. a. Mehl R. E. *Metals of Technology*, Techn. Publ. 1281, 1941.
125. Грузин П. Л., Кузнецов Е. В. ДАН СССР, 1953, т. 99, с. 809.
126. Бокштейн С. З. и др. Изв. АН СССР, ОТН, 1955, № 12, с. 18.
127. Корнилов И. И. *Железные сплавы*, т. III. Изд. АН СССР, 1956.
128. Борздыка А. М. ДАН СССР, Новая серия, 1949, т. 65, № 4, с. 505; 1950, т. 75, № 1, с. 37.
129. Jenkins C. H. M. a. Tarsell H. I. *Iron a. Steel Inst.* 1930, v. 4, p. 379.
130. Кишкин С. Т., Петрусевич Р. П. Изв. АН СССР, 1947, т. 58, № 5, с. 5.
131. Лашко Н. Ф., Родина Е. Я. *Физика металлов и металловедение*, 1957, т. V, с. 261.
132. Грузин П. Л. В сб. «Проблемы металловедения и физики металлов», вып. 4 (ЦНИИЧМ). *Металлургиздат*, 1955, с. 475 и 525.
133. Grenlich E. *Arch. Eisenhüttenw.*, 1931, № 6, S. 323.
134. Simmons W. F. a. Krivobok V. N. *ASTM Special Techn. Publ.*, № 170A, USA, Philadelphia, 1958.
135. Химушин Ф. Ф., Лившиц Д. Е. В сб. «Исследование по жаропрочным сплавам и сталям», т. IX. Изд. АН СССР, 1957, с. 37.
136. Приданцев М. В. и Эстулин Г. В. *Сталь*, 1960, № 9, с. 839; № 10, с. 936.
137. Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», т. V. Изд. АН СССР, 1959.
138. Фарафонов В. К. и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1967, № 4, с. 51.
139. Krivobok V. N. *The Book of Stainless steels ASM*, 1935, p. 19.
140. Simmons W. E. a. Cross H. C. *Report on The Elevated Temperature Properties of Stainless Steels*. Techn. Publ. № 124, ASTM, 1952.
141. Гудремон Э. *Специальные стали*, т. I и II. Изд-во «Металлургия», 1966.
142. Бояринова А. П. и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966. № 1, с. 17.
143. Сафонников А. Н., Медовар Б. И. и др. *Автоматическая сварка*, 1961, № 3, с. 68.
144. Сафонников А. Н. и др. *Автоматическая сварка*, 1962, № 1, с. 59.
145. Корнилов И. И., Милиц Р. С. ДАН СССР, 1954, т. 94, с. 1085; 1954, т. 95, с. 543.
146. Н. Thomas. *Z. Physik*, 1951, Bd. 129, S. 219.
147. Лившиц Б. Г. и Равдель М. П. ДАН СССР, 1953, т. 93, с. 1033.
148. Лившиц Б. Г. и Ибрагимов Ш. Ш. В сб. «Обработка стали и сплавов», XXXVI (МИС). *Металлургиздат*, 1957, с. 75.
149. Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», т. II. Изд. АН СССР, 1957.
150. Hessenbruch W. *Metalle u. Legierungen für hohe Temperaturen*, Berlin, 1940.
151. Семенова Н. В. и Жуков Л. Л. *Сталь*, 1959, № 7, с. 652.
152. Акимов Г. В. и Киселев А. А. *Металловедение клапанного узла*. Оборонгиз, 1945.

153. Львовский М. Я. и Москаленко Г. Е. Заводская лаборатория, 1957, № 11, с. 1374.

154. Степанов В. М. В сб. трудов Ленинградской ВВА им. А. Ф. Можайского, вып. 257. Изд. ВВА, 1958.

155. Астафьев А. С., Иванов Б. Е. Автоматическая сварка, 1960, № 6, с. 48.

156. Вишняков Д. Я. и Масленников Б. Ф. Металловедение и технология термической обработки. Труды МАТИ, вып. 31. Оборонгиз, 1958, с. 5.

157. Приданцев М. В. и Крылова А. Р. Заводская лаборатория, 1958, № 2, с. 204.

158. Бояринова А. П. Сталь, 1957, № 8, с. 745.

159. Абрамов О. В. и Жук Н. П. Коррозия и защита конструкционных материалов, Машгиз, 1961, с. 19.

160. Бояринова А. П., Мелькумов И. Н. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1962, № 4, с. 14.

161. Materials in Design Engineering, 1966, v. 64, № 1, p. 20.

162. Моисеев А. А. Металловедение и термическая обработка металлов, 1964, № 1, с. 32.

163. Сб. «Структура и свойства жаропрочных материалов», кн. 93 (ЦНИИТМАШ), Машгиз, 1959.

164. Лагунцов И. Н. и Семенова Т. Ф. Теплоэнергетика, 1956, № 11, с. 42.

165. Крянин И. Р. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1967, № 8, с. 8.

166. Просвирин В. И. и др. В сб. «Вопросы металловедения аустенитных сталей», кн. 52 (ЦНИИТМАШ). Машгиз, 1952, с. 86.

167. Сб. «Физико-химические исследования аустенитных сплавов», кн. 84 (ЦНИИТМАШ). Машгиз, 1957, с. 87, 160 и 245.

168. Fonda L. B. Trans. ASME, 1948, v. 70, № 1, p. 1—12.

169. Eliss W. E. a. Fleischman M. Trans., 1952, v. 44, p. 89—112.

170. Goldschmidt H. G. J. Iron a. Steel Inst., 1948, v. 160, p. 345.

171. Уманский Я. С. Карбиды твердых сплавов. Металлургиздат, 1947.

172. Tofaute W., Kuhnert C. u. Büttinghaus A. Arch. Eisenhüttenw., 1935—1936, Bd. 9, S. 607—617; Mitt. Krupp., 1936, № 6, S. 181—194.

173. Houdremont E. u. a. Stahl u. Eisen, 1949, Bd. 69, S. 73—79; Arch. Eisenhüttenw. 1944—1945, Bd. 18, S. 147.

174. Куо К. G. Iron a. Steel Inst., 1953, v. 173, p. 362.

175. Schafmeister P., Ergang K. Arch. Eisenhüttenw., H. 12, 1932, S. 1932.

176. Просвирин В. И. и Моргунова Н. Н. В сб. «Влияние термической обработки на структуру и свойства жаропрочных сталей», кн. 46 (ЦНИИТМАШ). Машгиз, 1951, с. 40.

177. Лашко Н. Ф., Нестерова М. Д. Изв. АН СССР, Серия физ., 1951, т. XV, вып. 1, с. 67.

178. Бокштейн С. З. Структура и механические свойства легированной стали. Metallurgizdat, 1954.

179. Левин Е. Е., Пивник Е. М. Металловедение и термическая обработка металлов, 1959, № 6, с. 46.

180. Сб. «Исследование жаропрочной стали типа ЭИ69», кн. 6 (ЦНИИТМАШ). Машгиз, 1947.

181. Борздыка А. М., Ланская К. А. *Металлург*, 1940, № 10, с. 25.
182. Марковец М. П. *Техника воздушного флота*, 1944, № 10, с. 17.
183. Musatti H., Reggiori A. *Metallurgia Italiana*, 1934, v. 26, № 7, p. 475, 569, 765.
184. Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», т. VIII. Изд. АН СССР, 1962.
185. Гецов Л. Б., Терехов К. И. и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1960, № 9, с. 12.
186. Паничева М. С. *Металловедение и обработка металлов*, 1958, № 5, с. 23.
187. Brown G. F. *Metal Progress*, 1958, v. 74, № 2, p. 87—90.
188. *Materials and Methods*, 1957, v. 45, № 5, p. 182.
189. Блок Н. И. и др. *Заводская лаборатория*, 1957, № 8, с. 901.
190. Рахштадт А. Г., Гришин А. М. *Сталь*, 1960, № 9, с. 850.
191. Штейн С. Г. и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 6, с. 3.
192. Карпов А. Г., Гейдыш И. С. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 6, с. 7.
193. Уманский Я. С., Пивоваров Л. Х. *Научные доклады высшей школы, Metallurgia*, 1958, № 4, с. 184; *Заводская лаборатория*, 1958, № 5, с. 549.
194. Смирнова А. В., Сольц В. А. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1965, № 2, с. 2.
195. Цейтлин В. З., Морозов Н. Д. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1964, № 1, с. 35.
196. Кардонов Б. А. и др. *Сталь*, 1967, № 5, с. 434.
197. Приданцев М. В. и др. В сб. «Специальные стали и сплавы», вып. 27 (ЦНИИЧМ). *Металлургиздат*, 1962, с. 93.
198. Приданцев М. В. и др. *Сталь*, 1963, № 5, с. 453.
199. Назаров Е. Г., Приданцев М. В. В сб. «Специальные стали и сплавы», вып. 35 (ЦНИИЧМ). *Металлургиздат*, 1963, с. 24.
200. Приданцев М. В., Назаров Е. Г. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1963, № 11, с. 52.
201. Назаров Е. Г. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 3, с. 45.
202. Приданцев М. В., Зими́на Л. Н. *Сталь*, 1963, № 5, с. 453.
203. Медовар Б. И., Чеко́тило Л. В. и др. *Автоматическая сварка*, 1962, № 5, с. 9.
204. Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», т. X. Изд. АН СССР, 1963.
205. Сб. «Свойства и применение жаропрочных сплавов». Изд-во «Наука», 1966.
206. *Materials in Design Engineering*, 1959, v. 49, № 5, p. 150.
207. Metcalf K. *Iron Age*, 1958, v. 182, p. 72.
208. Schwartz C. W. *Aircraft and Missiles facturing*, 1959, v. 2, № 7, p. 22.
209. Сборник научных докладов по теории жаропрочности. Изд. АН СССР, 1961.
210. Wilcox V. A., Clauser A. H. *Trans. AIME*, 1966, v. 236, p. 570.
211. Лардж. В сб. «Жаропрочные металлические материалы». Перев. с англ. ИЛ, 1968.
212. Корнилов И. И. *Физико-химические основы теории жаропрочности*. Изд-во АН СССР, 1960.

213. Миркин И. Л., Канчеев О. Д. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1967, № 1, с. 8.
214. Taylor A. a. Floyd R. J. *Inst. of Metals*, 1952, v. 80, p. 577; 1952, v. 81, p. 25.
215. Багаряцкий Ю. А. и Тяпкин Ю. Д. В сб. «Проблемы металловедения и физики металлов», вып. 5 (ЦНИИЧМ). *Металлургиздат*, 1958, с. 240.
216. Floyd R. W. I. *Inst of Metals*, 1952, v. 80, p. 551.
217. Betterige W., Frunklin A. W. *Metall Treatment a. Drop. Forging*, 1957, v. 24, № 143; I. *Inst. Metals*, 1957, v. 85, p. 457.
218. Курдюмов Г. В., Травина Н. Т. *ДАН СССР*, 1954, т. 99, № 1, с. 77—80.
219. Багаряцкий Ю. А., Тяпкин Ю. Д. *ДАН СССР*, 1956, т. 108, № 3, с. 451; *Кристаллография*, 1957, т. 2, № 3, с. 419.
220. Блок Н. И. и др. *Заводская лаборатория*, 1959, № 9, с. 1059.
221. Эстулин Г. В. В сб. «Металловедение и термическая обработка» (Приложение к журналу «Сталь»). *Металлургиздат*, 1958, с. 149.
222. Грузин П. Л. и Федоров Г. Б. *ДАН СССР*, 1955, т. 105, № 2, с. 264.
223. Корнилов И. И. и Шиняев А. Я. *Изв. АН СССР, ОТН*, 1957, № 9, с. 55; 1958, № 2, с. 143.
224. Сб. «Исследования сталей и сплавов». Изд-во «Наука», 1964.
225. Петергерре Д. М. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 1, с. 34.
226. *Chemical Abstracts*, 1964, v. 61, № 6, p. 6746.
227. Беликова Э. И., Тылкина М. А. и Савицкий Е. М. В сб. «Рений». Изд. АН СССР, 1961, с. 109—126.
228. Черняк Г. С., Гуляев А. П. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1967, № 1, с. 12.
229. Кишкин С. Т. и Клыпин А. А. *Металловедение и обработка металлов*, 1957, № 12, с. 36.
230. Растегаев М. В. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 1, с. 24.
231. Борздыка А. М. и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 1, с. 60.
232. Гуляев А. П., Захаров В. А. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 1, с. 22.
233. Каган Д. Я., Бернштейн М. Л. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 1, с. 2.
234. Гордиенко Л. К., Фридман З. Г. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1967, № 1, с. 5.
235. Паршин А. М., Образцова М. Н. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1967, № 8, с. 37.
236. Дзугутов М. Я. и др. *Сталь*, 1966, № 8, с. 713.
237. Пивник Е. М. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 1, с. 9.
238. Беликова Э. И. и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1967, № 1, с. 25.
239. Левин Е. Е. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 1, с. 67.
240. Волкова Т. И. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1958, № 6, с. 21.

241. Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», т. III. Изд. АН СССР, 1958.
242. Приданцев М. В., Эстулин Г. В. и Зимина Л. Н. Сталь, 1964, № 4, с. 350.
243. Цветкова В. К., Хателак Р. Х. Сталь, 1966, № 8, с. 738.
244. Зимина Л. Н., Кошелева Г. Ф., Егоршина Т. В. Металловедение и термическая обработка металлов, 1966, № 3, с. 33.
245. Борздыка А. М. Металловедение и термическая обработка металлов, 1964, № 1, с. 2.
246. Борздыка А. М. Металловедение и термическая обработка металлов, 1965, № 7, с. 39.
247. Лебедев Д. В. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1966, № 3, с. 64.
248. Терехова В. В., Андреева А. Г. Металловедение и термическая обработка металлов, 1965, № 10, с. 32.
249. Ходов В. В. Металловедение и термическая обработка металлов, 1965, № 10, с. 35.
250. Кишкин С. Т., Лашко Н. Ф. В справочнике «Конструкционные материалы. Энциклопедия современной техники». Изд-во «Советская энциклопедия», 1964, с. 306.
251. Хазанов М. С., Молчанов И. С. Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении. Изд. АН УССР, 1963, с. 106, 222.
252. Griffiths W. T. Metal Industry, 1947, v. 71, № 18, p. 359—362; № 20, p. 401—403.
253. Griffiths W. T. Aircraft Production, 1947, v. 9, № 11, p. 444—447.
254. Aircraft Production, 1954, v. 16, № 10, p. 405; 1959, v. 21, p. 122.
255. Aircraft Engineering, 1958, v. 30, № 349, p. 90.
256. Young K. B. Canadian Aeronautical I., 1957, v. 3, № 8, p. 287.
257. Metal Industry, 1956, v. 89, № 7, p. 132.
258. Cross H. C. a. o. Heat Resisting Alloys, Metal Progress, 1954, v. 66, № 1-A, July 15, p. 42.
259. Betteridge W. a. Smith. Symposium on Metallic Materials for service at temperatures above 1600° F. ASTM, 1955, p. 29.
260. Materials a. Methods, 1956, v. 44, № 2, p. 151.
261. Wood D. B. a. Gregg I. F. Metall Treatment 1957, v. 24, № 143, p. 317.
262. Everhart I. L. Material in Design Engineering, 1959, v. 50, № 2, p. 89.
263. Child H. C., Harris G. T. Wild Barfield, Heat Treatment I., 1957, v. 16, № 43, p. 2.
264. Betteridge W. Metal Treatment a. Drop. Forging, 1959, v. 26, № 161, p. 45—52.
265. Franklin A. W. et Ward E. D. Rev. Metallurgie, 1958, № 10, p. 927—938.
266. Dominic R. P. Materials in Design Engineering, 1957, v. 46, № 3, p. 115.
267. Walter G. H. Metal Progress, 1963, v. 84, № 6, p. 82.
268. Welds in Rene 62 Resist Cracking. Iron Age, 1964, v. 193, № 3, p. 77.
269. Richmond F. K. Trans. SAE, 1958, v. 66, p. 193.
270. Servi I. S., Boesch W. G. Metal Progress, 1961, v. 80, № 6, p. 73.
271. Morris R. G. Metal Progress, 1959, v. 76, № 6, p. 67—70.
272. Kaprielyan S. P. Aircraft a. Missiles, 1960, v. 3, № 11, p. 38,

273. Weisenberg L. A., Morris R. G. Metal Progress, 1960, v. 78, № 5, p. 70.
274. Horn L. Z. Metallkunde, 1948, S. 73—76.
275. Product. Design Handbook Issue for 1956, v. 26, № 11, p. B20.
276. Materials a. Methods, 1954, v. 40, № 4, p. 179.
277. Бабаев Б. А. Американская техника и промышленность, 1945, № 4, с. 313.
278. Sternasty S. F., Ross E. W. Metal Progress, 1961, v. 80, № 6, p. 73.
279. Inverson F. K. Precision Metal Molding, 1961, v. 19, № 6, p. 44.
280. Schweiz. Arch. augen Wiss und Technik 1964, Bd. 30, № 7, S. 213.
281. Materials in Design Engineering, 1965, v. 61, № 4, p. 6.
282. Stahl und Eisen, 1964, Bd. 84, № 12, S. 728—733.
283. Борок В. В. В сб. трудов VII Всесоюзной научно-технической конференции по порошковой металлургии. Ереван, 1964, с. 190.
284. Борок Б. А., Карпман Г. М. В сб. «Порошковая металлургия», вып. 43 (ЦНИИЧМ). Изд-во «Металлургия», 1965, с. 119.
285. Борок В. А. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1966, № 3, с. 29.
286. Труды VII Всесоюзной конференции по порошковой металлургии. Ереван, 1964, с. 220.
287. Григорьева В. В., Сергиенкова В. М. Порошковая металлургия, 1963, № 6, с. 46.
288. Stremens W. S., Grant N. G. Proc. ASTM, 1958, v. 58, p. 714—730.
289. Trans. AIME, 1960, v. 218, № 5, p. 877.
290. Грант Н. И. Проблемы современной металлургии, 1960, № 6, с. 142.
291. Powder Metallurgy, 1962, № 10, p. 26.
292. J. Japan Inst. Metals, 1962, v. 26, № 4, p. 219.
293. J. Japan Inst. Metals, 1964, v. 28, № 6, p. 334.
294. J. Japan Inst. Metals, 1964, v. 28, № 9.
295. Machlin G. a. Gilmore C. M. Metal Progress, 1966, v. 90, № 3, p. 101—104.
296. Буркхард А. Механические и технологические свойства чистых металлов. Металлургиздат, 1941.
297. Bollenrath F. a. o. Luftfahrtforschung, 1938, Bd. 15, S. 468; 1937, Bd. 14, S. 196—203, 309—216.
298. Badger F. S. a. Sweeney W. O. Symposium on Materials for the Turbines, ASTM, 1946, June, p. 99—112.
299. Sweeney W. O. Trans. ASME, 1947, v. 69, № 6, p. 569—581.
300. Badger F. S., Kroft F. C. J. Metal Progress, 1947, Sept., p. 394—402.
301. Browne L. E. Steel, 1946, May, 27, p. 88—91, 132.
302. Epremian E. Trans. ASM, 1947, v. 39, p. 261—280.
303. Grant N. G. Trans. ASM, 1946, v. 39, p. 335; 1947, v. 39, p. 368—403.
304. Grant N. G. Trans. ASM, 1948, v. 40, p. 585.
305. Wilson T. Materials a. Methods, 1946, v. 24, № 4, p. 885.
306. Badger F. S. a. o. Metal Progress, 1946, v. 50, № 1, p. 97.
307. Badger F. S. Iron Age, 1949, v. 158, № 4, p. 40; 1949, № 5, p. 60.
308. Henry G. V. Iron Age, 1947, v. 12, № 24, p. 58—64.
309. Львовский М. Я. и Москаленко Г. Е. Заводская лаборатория, 1957, № 11, с. 1374.
310. Hessenbruch W. Metalle und Legierungen für hohe Temperaturen, Verlag Springer, Berlin, 1940.

311. Pilling N. B. a. Bedworth R. E. J. *Inst. Metals*, 1923, v. 29, p. 529.
312. Feschbeck K. Z. *Electrochem.*, 1933, № 39, p. 316; 1938, № 44, p. 325.
313. Lustman B. *Metal Progress*, 1946, v. 50, № 5, p. 830.
314. Wagner C. Z. *Phys. Chem.*, 1933, 22B, S. 181.
315. Pfeil L. B. J. *Iron a. Steel Inst.*, 1929, v. 119, p. 501.
316. Heindlhofer K. a. Larsen B. *Trans. ASM*, 1933, v. 22, p. 865.
317. Архаров В. И. Окисление железа. *Металлургиздат*, 1945.
318. Данков П. Д. и Шишаков Н. А. *Изв. АН СССР, ОМН*, 1938, с. 1225.
319. Danington B. a. o. *Corrosion*, 1952, v. 8, p. 2.
320. Gulbransen E. A. a. Hickman G. W. *Metals Technology*, 1946, v. 13, № 7, p. 1—26.
321. Корнилов И. И. *Железные сплавы*, т. I. Изд. АН СССР, 1945.
322. Gette E. a. Foote F. G. *Chem. Phys.*, 1933, № 1, p. 29.
323. Акимов Г. В. *Учение о коррозии и защите металлов*. *Металлургиздат*, 1949.
324. Oertel W. u. Zandt W. *Stahl u. Eisen*, 1937, Bd. 57, S. 764.
325. Биндер У. В. сб. «Коррозия металлов». *Госхимиздат*, 1952, с. 668.
326. Branunas A. S. a. o. *Symposium on Metals for Gas Turbines*, ASTM, 1946, p. 129—152.
327. Химушин Ф. Ф., Жаров Г. И. *Качественная сталь*, 1938, № 3, с. 25.
328. Ziegler N. A. *Trans. AIMME*, 1932, v. 100, p. 267—271.
329. Корнилов И. И. *Сталь*, 1940, № 5—6, с. 59; № 7, с. 14.
330. Leslie W. a. Fontana W. *Trans. ASM*, 1949, v. 43, p. 1213.
331. Fontana W. *Metal Progress*, 1948, v. 54, p. 332.
332. Rathenau C. a. Meijering G. *Metallurgia*, 1950, v. 42, p. 167.
333. Brenner S. S. *Electrochemical Soc.*, v. 2, № 2, 1955; v. 102, № 1, 1956, 1957 и 14095, 1957.
334. Brunsans A. a. Grant N. *Iron Age*, 1950, v. 166, № 7, p. 86; *Trans. ASM*, 1952, v. 44, p. 1117.
335. Vandel G. *Arch. Eisenhüttenw.*, 1941, Bd. 15, S. 271.
336. Сб. докладов на III Международном конгрессе по коррозии металлов, вып. 60, ЦНИИТМАШ, 1966.
337. Harris G. T., Ghild H. C. a. Keir G. A. J. *Iron Steel Inst.*, 1955, v. 179, № 3, p. 241.
338. Cornelius H. *Sonderbruch aus Technischen Berichte*, 1944, Bd. 11, № 11, S. 423.
339. Ковалева Е. А. *Ванадиевая коррозия жаропрочных сталей и меры борьбы с нею*. МИХМ, 1961.
340. Ковалева Е. А. *Вестник Всесоюзного института железнодорожного транспорта*, 1960, № 5, с. 33.
341. Веденкин С. Г. и Ковалева Е. А. *Труды Всесоюзного института железнодорожного транспорта*, 1959, вып. 171, с. 143.
342. Brunsans A. *Corrosion*, 1955, v. 11, № 11, p. 23.
343. Oliver D. a. Harris G. *Symposium on High Temperature Steels and Alloys for Gas Turbines*, *Iron a. Steel Inst.*, 1952, p. 46.
344. Frederik C. H., Iden T. F. *Corrosion*, 1955, v. 11, № 1, p. 35.
345. Betteridge W. a. o. *Inst. Petrol.*, 1955, v. 41, № 377.

346. Forster W. R. a. o. Corrosion, 1956, v. 12, № 11, p. 23.
347. Hallet M. M. J. Iron a. Steel Inst., v. 171, 1953, № 3.
348. Scheil E. u Kiwit K. Arch. Eisenhüttenw., 1935—1936, Bd. 9, S. 405.
349. Сб. «Новый метод испытания на релаксацию и ползучесть», кн. 23 (ЦНИИТМАШ). Машгиз, 1949.
350. Gurnick R. a. Baldwin W. Trans. ASM, 1950, v. 56, p. 308.
351. Hanson D. a. Wheeler M. A. J. Inst. Metals, 1931, v. 45, p. 229.
352. Hadfield W. H. Iron a. Steel Inst., 1927, v. 115, p. 459.
353. Preece A. a. Lucas G. J. Inst. Metals, 1952, v. 20, part 4, p. 219.
354. Gulbransen E. A. a. Memillan W. R. Ind. Eng. Chemistry, 1953, v. 45, № 8, p. 1734—1744.
355. Jackson G. a. o. Trans. ASME, 1951, v. 73, № 6, p. 345.
356. Совалова А. А., Корнилова З. И. В сб. «Металловедение и технология термической обработки», вып. 31 (МАТИ). Оборонгиз, 1959, с. 107.
357. Mastunga L. Japan Nickel Review, 1933, № 1, p. 347—363.
358. Игнатов Д. В., Шамгунова Р. Д. О механизме окисления сплавов на основе никеля и хрома. Изд. АН СССР, 1960.
359. Quarrell A. I. Nature, 1940, v. 145, p. 821.
360. Huchman G. W. a. Gulbransen E. A. Trans ASM a. Metal Eng., 1949, v. 180, p. 519—533.
361. Данков П. Р. ЖФХ, 1952, т. XXVI, вып. V, с. 753.
362. Hagioka M. Japan Nickel Review, 1933, № 1, p. 292.
363. Smithles C. G. Inst. Metals, 1929, v. 40, p. 269.
364. Акимов Г. В. и Киселев А. А. Металловедение клапанного узла. Изв. АН СССР, ОТН, 1945, № 10—11, с. 1063.
365. Lustman B. G. Metals, 1950, v. 188, № 8, p. 915.
366. Malamand F., Vidal G. Metaux Corrosion Industries, 1957, № 383—384, p. 286.
367. Парфенов В. А. Металловедение и термическая обработка, 1955, № 1, с. 36.
368. Лахтин Ю. М. Азотизация стали. Машгиз, 1943.
369. Конторович И. Е. Термическая обработка. Metallургиздат, 1953.
370. Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка стали, Металлургиздат, 1950.
371. Hessebruch W. E. u a. Arch. Eisenhüttenw., 1937—1938, № 11, S. 225—229.
372. Fry A. Techn. Mitt. Krupp., 1933, № 1, S. 1—11.
373. Gruber N. Z. Z. Metallkunde, 1931, Bd. 23, S. 151.
374. Gow G. T. Corrosion, 1947, v. 3, № 7, p. 311—323.
375. Шмыков А. А. и Малышев Б. В. Контролируемые атмосферы при термической обработке стали. Машгиз, 1953.
376. Эстрин Б. М. Сталь, 1952, № 4, с. 344.
377. Naumann F. K. Stahl u. Eisen, 1937, № 57, S. 889—999; 1938, № 58, S. 1234—1250.
378. Перминов П. С. Коррозия и борьба с ней, 1936, № 1, с. 3.
379. Веппек Н. u. Klotzbach G. Stahl u Eisen, 1941, № 61, S. 597—606; 624—630.
380. Vanick G. S. Proc. ASTM, 1924, v. 24, p. 348—372.

381. Vanick G. S. a. o. Technol. Paper. U. S. Bur. Stand., 1927, v. 22, p. 199.
382. Indlis N. P. a. Andrews W. G. Iron a. Steel Inst., 1933, v. 128, p. 384—408.
383. Смирнов А. В. Химическое машиностроение, 1938, № 4, с. 34.
384. Maxwell H. L. Trans. ASM, 1936, v. 24, p. 213—224.
385. Baukloh W. Chemische Fabrik, 1938, № 39—40, S. 442—464.
386. Nelson G. A. Veld. Rev., 1951, v. 34, № 10, p. 15.
387. Van Rossum G. Chemic-Ingenieur Technik, 1953, № 25, № 8—9.
388. Siewerts A. Z. Phys. Chem., 1911, № 77, p. 591.
389. Baukloh W. u. Hofman W. Metallwirtsch., 1938, № 17, S. 655.
390. Zapffe C. A. Metals Handbook, ASM, 1948, p. 1208.
391. Bardenheuer P. u. Thauheiser G. Mitt. K.-Wilh. Inst. Eisenforsch., 1928, № 10, S. 323—342.
392. Permutter D. D. a. Dodge B. F. Ind. Engineering Chemistry, 1956, v. 48, № 5, p. 885.
393. Van Nese H. C. a. Dodge B. F. Chemical Eng. Progress, 1956, № 6 и 11.
394. Акимов Г. В. Газовая коррозия углеродистых сталей. Труды ЦАГИ, вып. 90, 1929.
395. Сб. «Коррозия металлов», кн. 1-я и 2-я. Госхимиздат, 1952.
396. Kiwit K. Mitt. Kohl- u. Eisen forschung, 1935, 9/28.
397. Scheil E. u. Kiwit K. Arch. Eisenhüttenw., 1935—1936, Bd. 9, S. 405.
398. Pearcey H. T. a. o. J. SAE, 1966, № 7, p. 36, 84.
399. Gow G. T. Corrosion, 1947, v. 3, № 8, p. 381—404.
400. Коррозия металлов. Сб. статей из иностранной периодической литературы, т. 3. ИЛ, 1957, с. 335.
401. Рябченков А. В., Казимирская Е. Л. Металловедение и термическая обработка металлов, 1958, № 3, с. 6.
402. Земсков Г. В. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1967, № 4, с. 41.
403. Баландин Ю. Ф., Марков В. Г. Конструкционные материалы для установок с жидкометаллическими теплоносителями. Судпромгиз, 1961.
404. Андреев П. А. и др. Жидкометаллические теплоносители для ядерных реакторов. Судпромгиз, 1959.
405. Металлургия ядерной энергетики и действия облучения на материалы. Metallurgizdat, 1956.
406. Келлер Д. Проблемы современной металлургии, 1960, № 4, с. 164.
407. Кишкин С. Т., Бенедиктова Г. П. В сб. «Исследование сплавов цветных металлов», т. II. Изд-во АН СССР, 1960.
408. Кишкин С. Т., Бенедиктова Г. П. В сб. «Исследования жаропрочных сплавов». Оборонгиз, 1960.
409. Ляшенко В. С. и др. Вопросы коррозионной стойкости некоторых материалов в натрии и литии. Доклад № 2194 на 2-й Женевской конференции ООН по применению атомной энергии в мирных целях (СССР). Атомиздат, 1958.
410. Бычков Ю. Ф. и др. Атомная энергия, 1959, т. 7, № 6, с. 531.
411. Сб. «Жидкометаллические теплоносители (натрий и натриевокалиевый сплав)». ИЛ, 1958.
412. Hoffman E., Manly E. Handling a. Uses of Alkali Metals, ACS Washington, 1957, p. 82.
413. Бескоровайный Н. М., Яковлев Е. Н. В сб. «Металлургия и металловедение чистых металлов». Атомиздат, 1960, с. 189.

414. Беляев А. И., Фирсанова Л. А. В сб. трудов Московского института «Цветметзолото», № 25. Металлургиздат, 1955.
415. Koening R., Vandenberg S., Metal Progress, 1952, v. 61, № 3, p. 71.
416. Morgan W. Metal Treatment a. Drop. Forging, 1959, v. 26, № 168, p. 333.
417. Corrosion, 1958, v. 14, № 6, p. 108.
418. Nuclear Science Abstracts, 1953, v. 7, № 8, p. 281.
419. Сб. «Жидкие металлы». Госатомиздат, 1963.
420. Никитин В. И. Физико-химические явления при воздействии жидких металлов на твердые. Атомиздат, 1967.
421. Эпштейн Л. Коррозия в жидких металлах. Госэнергоиздат, 1958.
422. Finniston H. Some Studies of Corrosion in Liquid Metal (Australien Atomic Energy Symposium.) 1958, p. 189.
423. Reed E. G., ACS, 1954, v. 37, № 3, p. 146.
424. Бычков Ю. Ф. и др. В сб. «Металлургия и металловедение чистых металлов», Атомиздат, 1960, с. 78.
425. Horsley G. J. Iron a. Steel Inst., 1958, v. 189, June, p. 139.
426. Cox F., Corrosion Prevention a. Control, 1958, v. 5, № 3, p. 44; № 6, p. 46.
427. Hampel C. Corrosion, 1958, v. 14, № 12, p. 29.
428. Nuclear Science Abstracts, 1958, v. 12, № 8, p. 605.
429. Nuclear Science Abstracts, 1953, v. 7, № 8, p. 279.
430. Seibold R. a. o. Corrosion, 1960, v. 16; № 9, p. 140.
431. Epstein G. Progress in Nuclear Energy, Ser. IV, 1956, v. 1, p. 366.
432. Gurinsky D. Nuclear Metallurgy, 1956, № 2, p. 5.
433. Horsley G. J. Nuclear Energy, Part B, 1959, v. 1, № 1.
434. Цупрун Л. Н., Тарытина М. Н. Исследование в области геологии, химии, металлургии. Женева, 1955, с. 285—292.
435. Dawe P. a. o. J. Iron a. Steel Inst., 1958, v. 190.
436. Nuclear Science Abstracts, 1960, v. 14, № 14.
437. Троки Т. и др. В сб. «Мирное использование атомной энергии», Химиздат, 1958, с. 97.
438. Everhart G., Nuis E. Materials a. Methods, 1951, v. 34, № 4, p. 38.
439. Конобеевский С. Т. Действие облучения на материалы, Атомиздат, 1967.
440. Ибрагимов Ш. Ш. и др. Атомная энергия, 1963, № 14, с. 465; 1963, № 15, с. 30; 1966, № 20, с. 137.
441. Ибрагимов Ш. Ш. и др. Физика металлов и металловедение, 1960, № 10, с. 183; 1962, № 13, с. 755.
442. Гусев Е. В., Платонов П. А., Правдюк Н. Ф., Складков Н. М. В сб. «Третья международная конференция по мирному использованию атомной энергии». Доклад № 28/р 1339а. Женева, 1964.
443. Амаев А. Д. и др. В сб. «Третья Международная конференция по мирному использованию атомной энергии». Доклад 28/р 1339. Женева, 1964.
444. Haggies D. R. J. Iron a. Steel Inst., 1964, v. 202, p. 518.
445. Труды Второй Международной конференции по мирному использованию атомной энергии (доклады иностранных ученых), т. 6. Изд. Главного Управления по мирному использованию атомной энергии при Совете Министров СССР, 1959.
446. Пенчковский В. В. Действие облучения на некоторые металлы и тугоплавкие материалы. Изд. АН УССР, 1962.

447. Robertshaw F. C. a. Collins C. G. Trans. ASM, 1962, v. 55, p. 565—579.
448. Ибрагимов Ш. Ш. и др. Атомная энергия, 1960, т. 8, № 5, с. 413; 1959, т. 6, № 3, с. 277.
449. Воронин И. М. и др. Атомная энергия, 1960, т. 8, № 6, с. 514.
450. Займовский А. С. и др. Атомная энергия, 1958, т. 5, № 4, с. 412.
451. Конобеевский С. Т. и др. Атомная энергия, 1958, т. 4, № 1, с. 34; 1958, т. 5, № 5, с. 572; 1956, т. 2, № 2, с. 63.
452. Gessop Saville Casting and Forging Alloys for High temperature Applications, Information Sheet, M-893/4, 1966.
453. Сперанский В. Г., Бородулин Г. М. Технология производства нержавеющей стали. Металлургиздат, 1957.
454. Еднерал Ф. П. Электрометаллургия стали и ферросплавов. Металлургиздат, 1963.
455. Grant N. G. a. o. J. Metals 1954, v. 6, p. 145—149.
456. Rassbach H. P. a. Saunders E. R. J. Metals 1953, v. 5, p. 1009.
457. Лейкин В. Е. Плавка стали в электропечах. Metallurgizdat, 1951.
458. Post C. V. a. Beaver H. O. Blast furnace a. Steel Plant, 1953, June, p. 627.
459. Линчевский Б. В., Вертман А. А. Применение вакуума в производстве стали. Metallurgizdat, 1960.
460. Любецкий Д. Г. Производство стали и отливок в вакууме. Машгиз, 1959.
461. Применение вакуума в металлургии. Сб. трудов Совещания по вакууму. Изд. АН СССР, 1958.
462. Chesnut F. T. Metal Progress, 1955, v. 68, № 6, p. 118.
463. Dugkacz W. Iron Age, 1955, v. 176, № 17, p. 75.
464. Wood D. R. Foundry Trade J., 1959, v. 106, № 2225, p. 663.
465. Гречин В. П., Чуприн К. К. и др. В сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», т. VIII. Изд. АН СССР, 1962, с. 224.
466. Сб. «Новое в металлургии сталей и сплавов». Изд-во «Металлургия», 1964.
467. Tedds D. F. The British Foundrymen, 1961, v. 54, № 1, p. 33.
468. Химушин Ф. Ф. Американская техника и промышленность, 1945, № 2, с. 17.
469. Королев В. М. и Степанов В. М. Фасонное литье по выплавляемым моделям. Оборонгиз, 1962.
470. Engineering Materials a. Design, 1966, v. 9, № 7, p. 1065.
471. Amer. Machinist, 1966, v. 110, № 7, p. 3.
472. Pilarsey B. G., Vershyder F. L. Metal Progress, 1966, v. 90, № 5, p. 66.
473. Hinde G. a. Thorneycroft D. R. Brit. Welding, 1955, № 2, p. 411; 1956, № 3, p. 182.
474. Медовар Б. И., Пурзин Л. Г. Сварочное производство, 1961, № 2, с. 1.
475. Медовар Б. И. Сварка хромоникелевых аустенитных сталей. Машгиз, 1958.
476. Шоршоров М. Х. и др. Сварочное производство, 1962, № 4, с. 12 и 9.
477. Мовчан Б. А. Сварочное производство, 1962, № 4, с. 6.
478. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных и аустенитных сталей и сплавов. Изд-во «Машиностроение», 1966.

479. Lardge H. E. Iron a. Steel Inst, Special Report, 1952, № 43, p. 217, 337.
480. Lardge H. E. Trans. Inst. Welding, 1951, № 14, p. 85, 173.
481. Губин А. И. Пайка нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов. Изд-во «Машиностроение», 1964.
482. Ver Snyder F. L., Guard R. W. Trans. ASM, 1960, v. 52, p. 485.
483. Peaslee L. Welding J., 1952, v. 31, № 8, p. 651.
484. Aircraft a. Missiles, 1959, v. 2, № 12, p. 63.
485. Rogers I. A., Brown R. G. Metal a. Materials, 1967, August, 1967, p. 246—258.
486. Product. Engineering, 1960, v. 31, № 48, p. 6.
487. Taylor G. Proc. Roy Soc., A. 145, 1934, p. 362.
488. Simmons W., Wagner H. Metal Progress, v. 91, № 6, p. 87.
489. Г. В. Самсонов, К. И. Портной. Сплавы на основе тугоплавких соединений. Оборонгиз, 1961.
490. Материалы в машиностроении. Справочник под ред. Ф. Ф. Химушина, т. 3. Изд-во «Машиностроение», 1968.
491. Л. Б. Гецов. Металловедение и термическая обработка металлов, 1967, № 1, с. 62.
492. Gattus G. N. Metal Treatment, 1960, № 172, p. 25.
493. Корнеев Н. И., Скугарев И. Г. Основы физико-химической теории обработки металлов давлением. Машгиз, 1960.
494. Корнеев Н. И., Скугарев И. Г. Пластическая деформация высоколегированных сплавов. Оборонгиз, 1955.
495. Корнеев Н. И., Грачева Ю. В. Установления начала и конца рекристаллизации стали 45 и сплава ЭИ437. Оборонгиз, 1952.
496. Тугоплавкие материалы в машиностроении. Справочник под ред. А. Т. Туманова и К. И. Портного. Изд-во «Машиностроение», 1967.
497. Woodyatt L. R., Sims C. T. a. Beattie H. J. Trans. AIME, 1966, v. 236, № 4, p. 519.
498. Корнилов И. И. Металловедение и термическая обработка металлов, 1966, № 12, с. 5.
499. Клыпин Б. А., Гуляев А. П. Металловедение и термическая обработка металлов, 1966, № 12, с. 15.
500. Савицкий Е. М., Тылкина М. А., Поварова К. Б. Сплавы рения. Изд-во «Наука», 1965.
501. Справочник по редким металлам. Пер. с англ. под ред. В. Е. Плюшева. Изд. «Мир», 1965.
502. Wernner O. Metall, 1964, Bd. 18, № 11, S. 1201—1204.
503. Materials in Design Engineering, 1960, v. 52, № 2, p. 13—14.
504. Nowak I. M. Ceramic Age, 1961, v. 77, № 10, p. 109—115.
505. Сб. «Структура и свойства жаропрочных металлических материалов». Изд-во «Наука», 1967.

Химушин Федор Федорович

ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Редактор *М. Л. Бернштейн*

Редактор издательства *Л. М. Гордон*

Технический редактор *В. В. Михайлова*

Переплет художника *В. З. Казакевича*

Сдано в производство 4/X I 1968 г.

Подписано в печать 24/VI 1969 г.

Бумага типографская № 2—

60×90¹/₁₆—23,5 бум. л. 47 печ. л.

Уч.-изд. л. 46,96 Заказ 2315 Изд. № 4980

T-10102 Тираж 10 000 экз. Цена 3 р. 85 к.

Издательство «Металлургия» Москва, Г-34

2-й Обыденский пер., 14

Ленинградская типография № 6

Главполиграфпрома Комитета по печати

при Совете Министров СССР

Ленинград, ул. Моисеенко, 10