

В. С. Меськин

ОСНОВЫ ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ

*Издание второе, переработанное
и дополненное*



**ИЗДАТЕЛЬСТВО
МЕТАЛЛУРГИЯ**

Москва 1964

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр
Предисловие	7
Введение	9
I. О ВИДАХ И ПРОЧНОСТИ МЕЖАТОМНОЙ СВЯЗИ В ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВАХ	13
II. РОЛЬ СТРУКТУРНЫХ НЕСОВЕРШЕНСТВ В ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВАХ	25
III. ЖЕЛЕЗО	42
1. Строение и свойства железа	42
2. Современные промышленные сорта железа и их применение	55
IV. ОСОБЕННОСТИ ФАЗ, ОБРАЗУЕМЫХ ЛЕГИРУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ В ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВАХ	63
1. Твердые растворы	64
2. Сверхструктуры	72
3. К-состояние	77
4. Промежуточные фазы в легированной стали	79
А. Промежуточные фазы с преобладающей металлической связью	80
Б. Неметаллические фазы	90
5. О распределении легирующих элементов между фазами и между зерном и межкристаллитным слоем	95
V. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ, СОВЕРШАЮЩИЕСЯ В СТАЛИ И В СПЕЦИАЛЬНЫХ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВАХ	101
1. Влияние легирующих элементов на содержание углерода в эвтектоиде Принципы классификации легированной стали.	101
2. Влияние легирующих элементов на критические точки железа и стали. А. Влияние легирующих элементов на превращения в твердых растворах железа.	103
Б. Влияние легирующих элементов на критические точки стали	104
3. Влияние легирующих элементов на процессы, совершающиеся в стали при перегреве.	107
А. Последствия перегрева и их влияние на свойства стали	111
Б. Влияние легирующих элементов на последствия перегрева и предположения о природе этого влияния	111
4. Влияние легирующих элементов на превращения переохлажденного аустенита	116
	124

А. Влияние элементов на превращения переохлажденного аустенита (на С-кривую)	124
Б. Влияние элементов на мертенситнос превращение и количество остаточного аустенита.	142
Б. Влияние легирующих элементов на прокаливаемость и закаливается стали	155
А. Влияние легирующих элементов на закаливается стали	155
Б. Количественная характеристика и критерии прокаливаемости	161
В. Важнейшие современные методы определения прокаливаемости стали	165
Г. Влияние легирующих элементов и других факторов на прокаливаемость стали.	172
Д. Влияние бора на прокаливаемость стали	179
6. Влияние легирующих элементов на процессы, совершающиеся в закаленной стали при отпуске	182
А. Влияние элементов на разложение мартенсита	182
Б. Влияние элементов на превращение остаточного аустенита	194
В. Дополнительные процессы при отпуске закаленной легированной стали.	197
7. Роль легирующих элементов в процессах дисперсионного твердения (старения) железных сплавов	199

VI. ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ УЛУЧШАЕМОЙ СТАЛИ 211

1. Основные характеристики конструкционной стали	211
2. Роль легирующих элементов в конструкционной стали	224
А. Роль легированного феррита	224
Б. Влияние легирующих элементов на механические свойства конструкционной стали при полной прокаливаемости	236
В. Механические свойства легированной конструкционной стали при неполной прокаливаемости	241
3. Аномалии изменения ударной вязкости и пластичности при отпуске конструкционной стали	249
А. Необратимая хрупкость при отпуске	250
Б. Частные аномалии изменения ударной вязкости при отпуске	253
В. Обратимая хрупкость при отпуске (отпускная хрупкость)	254
Г. Предположения о природе обратимой и необратимой отпускной хрупкости	263
Обратимая хрупкость	263
Необратимая хрупкость	266
4. Механические свойства конструкционной стали при низких температурах	269
5. Анизотропность свойств легированной конструкционной стали	275
6. Флокены в легированной конструкционной стали	284
А. О природе флокенов и механизме их образования в стали	285
Б. Роль легирующих элементов в процессах флоконообразования в стали	288
В. Основные пути предотвращения флокенов в стали	292
7. Пути получения высокопрочной и сверхпрочной конструкционной стали	295
А. Закалка на мартенсит с низким отпуском	298
Б. Изотермическая закалка	304
В. Пластическое деформирование исходного аустенита (термомеханическая обработка)	308
Г. Деформирование (наклеп) стали с неравновесной структурой	314
Д. Легирование и дисперсионное твердение	317
Е. Закалка с охлаждением в магнитном поле (термомагнитная и термомеханико-магнитная обработка)	323
8. Современные тенденции в области легирования конструкционной улучшаемой стали	324

VII ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЯЕМОЙ СТАЛИ 334

1. Цементуемая сталь	334
А. Требования, предъявляемые к цементуемой стали	334
Б. Роль и влияние легирующих элементов и углерода в цементуемой стали	337

В. Современные тенденции в области легирования конструкционной цементуемой стали	343
Среднепрочные цементуемые стали	344
Высокопрочные цементуемые стали	345
2. Азотируемая сталь	350
3. Сталь для поверхностной закалки	354
VIII. ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ	357
1. Пружинные стали и сплавы	357
2. Износостойкие стали и сплавы	366
IX. НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ	376
1. Основные требования, предъявляемые к низколегированной стали повышенной прочности	376
2. Влияние элементов на основные свойства низколегированной стали	378
А. Влияние легирования на механические свойства	378
Б. Влияние легирования на стойкость против атмосферной коррозии	383
В. Влияние легирования на свариваемость	387
3. Основные тенденции в области разработки низколегированных сталей повышенной прочности	392
X. ЛЕГИРОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ	398
1. Важнейшие служебные и технологические свойства, требуемые от инструментальных сталей	398
2. Физико-химические факторы и процессы, определяющие важнейшие свойства инструментальных сталей	399
3. Роль и влияние легирующих элементов и углерода в инструментальных сталях	409
А. Режущие углеродистые, низко- и среднелегированные стали	409
Б. Быстрорежущие стали	421
Фазовый состав и структура быстрорежущей стали	422
Роль главных легирующих элементов и углерода в обеспечении служебных свойств быстрорежущей стали	435
Влияние главных элементов на важнейшие технологические свойства быстрорежущей стали	443
Основные особенности термической обработки быстрорежущей стали	446
Механизм влияния элементов в быстрорежущей стали и тенденции в области ее легирования	452
В. Штамповые стали для холодного деформирования	463
Г. Штамповые стали для горячего деформирования	470
Д. Стали для измерительных инструментов	477
XI. ЛЕГИРОВАНИЕ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ	481
1. Основные характеристики	581
2. Роль легирующих элементов в жаропрочных сталях	487
А. Роль легирования и других факторов в повышении жаропрочности стали	488
Общие положения	488
Металлы (основа сплава) и однофазные сплавы	492
Гетерогенные сплавы	496
Упрочнение жаропрочных сталей	501
Б. Роль легирования и других факторов в повышении жаростойкости (окалиностойкости) стали	506
Общие положения	506
Влияние легирующих элементов и примесей	510
3. Основные типы жаропрочных сталей и сплавов и их важнейшие особенности	516

А. Перлитные и ферритно-мартенситные жаропрочные стали	516
Перлитные стали	516
Ферритно-мартенситные стали	522
Б. Аустенитные жаропрочные стали	530
Основа и дополнительное легирование	530
Важнейшие недостатки аустенитных жаропрочных сталей	535
Примеры аустенитных жаропрочных сталей	545
В. Жаропрочные сплавы на основе никеля и кобальта	547
Г. Жаропрочные сплавы на основе тугоплавких металлов и специальные материалы	553
4. Стали, устойчивые против воздействия водорода при высоких давлениях и температурах	558

XII. ЛЕГИРОВАНИЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ (НЕРЖАВЕЮЩЕЙ) СТАЛИ 569

1. Основные принципы создания коррозионностойких сталей и сплавов	569
2. Роль и влияние легирующих элементов и углерода в коррозионностойких сталях	578
А. Роль легирования в повышении общей коррозионной стойкости	578
Ферритно-мартенситные стали	578
Аустенитные и ферритно-аустенитные стали	582
Б. Межкристаллитная коррозия нержавеющей сталей	592
Основные явления и фактические данные	592
Предположения о природе межкристаллитной коррозии	599
В. Влияние легирования и других факторов на механические свойства коррозионностойких сталей	605
Ферритные и двухфазные высокохромистые стали	605
Аустенитные, ферритно-аустенитные и аустенитно-мартенситные стали	614
Г. Легирование коррозионностойких сталей с целью улучшения технологических свойств	625

Литература	631
Предметный указатель	664

ВВЕДЕНИЕ

В современной технике со сталью все больше конкурируют легкие сплавы на основе алюминия, магния, титана, металлокерамические режущие сплавы, неметаллические материалы (особенно полимеры) и комбинации керамики с металлами различного назначения — конструкционные, инструментальные, жаропрочные, магнитнотвердые и магнитномягкие и др. Для ряда применений в новой технике (скоростной авиации, ракетах, космических аппаратах, атомной энергетике и др.) возможности стали оказались исчерпанными и вместо нее применяют или разрабатывают сплавы (особенно жаропрочные) на основе никеля, кобальта, тугоплавких металлов — молибдена, вольфрама, ниобия, тантала, ванадия, циркония, хрома.

Тем не менее сталь до сих пор остается важнейшим техническим материалом, а повышение ее разнообразных свойств — задачей, в значительной степени обуславливающей технический прогресс машиностроения и многих других отраслей техники. Сталь необходима и для производства других, в том числе неметаллических материалов. Легирование — основное средство воздействия в желаемом направлении на тот или иной процесс в стали и косвенно или непосредственно — на ее свойства. Поэтому изучению легированной стали уделяется во всех странах много внимания.

Крупный сдвиг в учении о легировании стали произошел после того, как начали применять в этой области физические методы исследования, в результате чего она превратилась по существу в раздел физики металлов и в более широком смысле — физики твердого тела.

В нашей стране это началось после Великой Октябрьской социалистической революции и получило особенно большой размах с началом осуществления пятилетних планов, превративших Советский Союз в могучую социалистическую индустриальную державу.

Плодотворным оказалось изучение роли легирующих элементов в стали под углом зрения периодического закона Д. И. Менделеева с уче-

том места, занимаемого элементом в периодической системе, химического взаимодействия атомов легирующих элементов с железом и между собой, их влияния на соотношение видов межатомной связи и прочность этой связи.

Одна из важнейших проблем, с которой связано дальнейшее развитие учения о легировании стали, заключается в изучении роли, которую играют структурные несовершенства (дефекты) разных видов — вакансии, дислоцированные и внедренные атомы, дислокации, границы зерен и блоков мозаичной структуры во многих процессах и явлениях, наблюдающихся в легированной стали. Созданные в последние годы возможности непосредственного экспериментального наблюдения дислокаций и их движения в сплавах, а также многочисленные косвенные методы изучения структурных дефектов позволяют надеяться, что в ближайшее время удастся установить первые закономерности взаимодействия легирующих элементов с дефектами и характер изменений важнейших свойств стали. Имеются уже некоторые экспериментальные данные, полученные методами электронной микроскопии, электронографии, радиоактивных изотопов и др., подтверждающие теоретические положения о воздействии легирующих элементов на состав и строение границ зерен (межкристаллитного слоя) и блоков и влиянии этого воздействия на многие процессы, протекающие в легированной стали при ее обработке.

Важной проблемой, над которой работают исследователи во всех странах, является изучение комплексного влияния нескольких содержащихся в стали легирующих элементов, так как при этом чрезвычайно сильно усложняется взаимодействие электронных оболочек у атомов легирующих элементов между собой и с атомами основы. Усложняется также роль структурных дефектов. До разрешения этой проблемы невозможно создание теории легирования стали, которая в конечном счете позволит «проектировать» сталь с любыми заданными свойствами.

Серьезные успехи достигнуты в улучшении свойств легированных сталей разного назначения (и их изотропности) в результате использования редкоземельных элементов, бора и т. п., а также благодаря очищению стали от вредных (для данного применения) примесей, газов, неметаллических фаз путем вакуумирования в ковше или струе, выплавки в вакууме, применения разработанных в нашей стране способов электрошлакового переплава расходоуемых электродов, рафинирования в ковше жидкими синтетическими шлаками и др.

Огромное повышение прочности стали уже достигнуто применением новых способов обработки, особенно таких, как деформирование переохлажденного или равновесного аустенита (термомеханическая обработка), деформирование после закалки и др. Изучаются возможности улучшения свойств стали или сообщения ей новых свойств путем воздействия на нее внешних энергетических полей различного происхож-

дения. Многие из названных проблем находятся еще в начальной стадии разработки. Но уже сейчас наибольшего эффекта можно ожидать от комбинированного использования нескольких способов одновременно, причем для каждого способа или сочетания способов должно быть установлено оптимальное легирование, при котором преимущества данной обработки будут использованы наиболее эффективно.

Немало работ посвящено проблеме экономии легирующих элементов в сталях того или иного назначения. Конкретные задачи в этой области и пути их разрешения различны в разных странах в зависимости от сырьевых ресурсов данной страны. Актуальность этой проблемы все возрастает по мере повышения требований к стали и вынужденного в связи с этим усложнения ее легирования. Особенно это относится к никелю, который в ряде случаев (в жаропрочных, коррозионностойких, магнитных и других сталях и сплавах) используется в больших количествах не только как легирующий элемент, но и как основа. Экономия легирующих элементов может достигаться и косвенными путями, в частности путем улучшения свойств стали применением упомянутых специальных способов выплавки и обработки. В то же время рациональное и экономичное легирование стали, особенно массового применения (конструкционной, строительной и т. п.), предполагает возможность выплавки ее в наиболее простых условиях, прежде всего в основных мартеновских печах.

В настоящее время трудами коллективов исследователей, отдельных ученых и инженерно-технических работников накоплен огромный почти необъятный экспериментальный материал, имеющий либо прямое, либо косвенное отношение к учению о легировании стали. В связи с этим актуальной задачей является обобщение хотя бы наиболее важной части этого материала и выявление основных закономерностей; регулирующих влияние элементов на многие процессы, совершающиеся в стали во время ее обработки или службы и определяющие или изменяющие ее свойства.

Однако такой анализ наталкивается на большие трудности, связанные прежде всего с тем, что имеющийся экспериментальный материал в подавляющем большинстве весьма противоречив. Это и понятно, так как многообразие физических и химических процессов, накладывающихся в легированной стали друг на друга, чрезвычайно затрудняет эксперимент и часто вводит в заблуждение исследователя. При этом далеко не во всех случаях представляется возможным отобрать наиболее достоверные экспериментальные факты путем сопоставления условий опыта, так как последние часто приводятся слишком кратко. Кроме того, сформулированные авторами исследований выводы не всегда, по нашему мнению, соответствуют результатам и их собственных экспериментов.

Проведенный нами анализ роли легирования и других факторов показывает, что многие частные процессы и явления в сталях того или

инного назначения, а также процессы, протекающие в любой стали независимо от ее назначения, могут быть объяснены более общими процессами, обусловленными в свою очередь либо энергией взаимодействия элементов, либо влиянием последних на соотношение видов и прочность межатомной связи, либо структурным фактором, главным образом взаимодействием легирующих элементов со структурными дефектами, часто сильно маскирующим другие факторы, либо двумя или несколькими факторами одновременно. Некоторые процессы и явления в настоящее время еще вообще не могут быть объяснены.

Само собой разумеется, что и указанные коренные факторы на данном этапе наших знаний могут быть привлечены для объяснения наблюдаемых явлений главным образом в виде гипотез. Выдвигая ту или иную гипотезу, мы пытаемся обосновать ее тем, что она позволяет объяснить наибольшее количество фактов и указывает пути дальнейшего изыскания по данному вопросу. И все же следует иметь в виду, что до тех пор, пока гипотеза не будет подтверждена или, наоборот, опровергнута прямыми опытами, она продолжает, конечно, оставаться только гипотезой.

ЖЕЛЕЗО

1. СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗА

Железо является основой подавляющего большинства специальных сталей и сплавов и имеет также самостоятельное широкое применение в технике.

Технические свойства химически чистого железа еще неизвестны, так как до сих пор химически чистое железо не получено даже в лабораторных условиях. Тем не менее некоторые предположения о его свойствах могут быть высказаны на основании поведения материала, близко подходящего к химически чистому железу. В последние годы разработан ряд способов эффективной очистки железа от углерода, кислорода, азота и серы, например: многократная переплавка электролитического железа в вакууме, переплавка самого чистого карбонильного железа в высоком вакууме (остаточное давление 10^{-5} мм рт. ст.) с последующей добавочной очисткой водородом, зонная плавка, сложная химическая переработка хлорного железа, прокатка спеченного порошка карбонильного железа, предварительно рафинированного в среде водорода, восстановление чистой окиси железа Fe_2O_3 водородом и др. [9]. П. П. Чиоффи получил высокую степень очистки железа и в твердом состоянии путем нагревания тонкой проволоки или ленты в очень чистом водороде при $1480^\circ C$ в течение 18 ч [см. 14]. Очищенное железо содержало 0,005% С; 0,003% O_2 и 0,001% N_2 .

Для железа, которое после такой обработки дополнительно нагревалось в течение 18—20 ч при $880^\circ C$, на рис. 15 приведена кривая зависимости магнитной проницаемости от напряженности поля, причем для сравнения там же представлены кривые изменения проницаемости с напряженностью поля для переплавленного несколько раз в вакууме электролитического железа и для лучшего технически чистого железа.

Из диаграммы рис. 15 видно, что в то время как технически чистое железо имеет начальную проницаемость 250 и максимальную 7000 *гс/эрст*, а переплавленное в вакууме электролитическое железо соответственно 1000 и 55 000 железо, обработанное в водороде при высоких температурах, имеет начальную проницаемость 20 000 и максимальную 340 000 *гс/эрст*; т. е. \sim в 50 раз более высокую, чем у технически чистого. Коэрцитивная же сила у него в ~ 30 раз ниже, чем у технически чистого железа.

Резкое возрастание магнитной проницаемости и падение коэрцитивной силы по мере очищения железа от примесей объясняются тем, что

эти свойства в высшей степени чувствительны к малейшим искажениям кристаллической решетки. Поэтому значительное повышение начальной и максимальной проницаемости за счет дополнительного нагрева при 880°C объясняется снятием напряжений и фазового наклепа, вызванных превращением $\gamma \rightarrow \alpha$ при охлаждении с 1480°C . Действительно, было показано [см. 91 и др.], что и чистое $\alpha\text{-Fe}$ после быстрого перехода через фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ способно к рекристаллизации подобно наклепанному, хотя природа напряженного состояния после

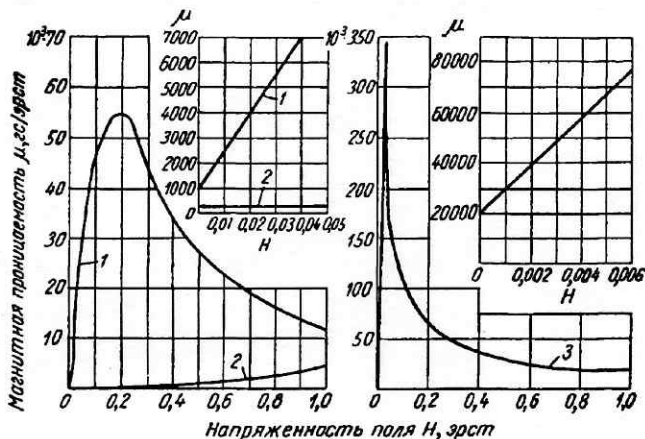


Рис. 15. Изменение магнитной проницаемости с напряженностью поля у чистых сортов железа:

1 — обработка в вакууме; 2 — технически чистое; 3 — обработка в водороде

фазового превращения и после пластической деформации несколько различна.

Другие свойства, в том числе механические характеристики, магнитное насыщение, удельное электросопротивление и теплопроводность, значительно слабее изменяются с увеличением степени чистоты железа (табл. 6). Все же следует указать, что, по сообщению Г. А. Мура [9], у железа, полученного им в лабораторных условиях путем сложной химической переработки хлорного железа и содержавшего меньше $0,0013\%$ всех примесей, твердость на образце, спрессованном из порошка и спеченном при 1100°C , была примерно такая же, как у технически чистого алюминия. Это железо обладает и очень высокой стойкостью против коррозии.

Низкая ударная вязкость железа I (табл. 6) объясняется высоким содержанием в нем кислорода, колебавшимся в начальный период освоения в пределах $0,09\text{--}0,2\%$, тогда как в железе II, изготовление которого было освоено позже, кислорода содержится обычно $0,05\text{--}0,065\%$, а в еще более чистом железе III содержание кислорода меньше $0,035\%$. Свойства же, определяемые при статическом испытании растяжением, у всех сортов железа приблизительно одинаковы.

Главное влияние кислорода на железо заключается в значительном повышении им критической температуры хрупкости T_K [см. 9]. Излом железа в хрупком состоянии при высоком содержании кислорода ста-

новится межкристаллическим. Это свидетельствует об образовании низкопрочной оксидной фазы в граничном слое ферритного зерна (см. стр. 230). Добавление углерода не оказывает существенного влияния на положение T_K , но повышает величину ударной вязкости при температурах выше T_K . Сильное компенсирующее влияние оказывает марганец в количестве уже около 0,1%. Кислородная хрупкость может возникнуть и после отжига выше A_{C_3} , и устраняется повторным отжигом при 900—950°С в сухом водороде или диссоциированном аммиаке [см. 10, 5].

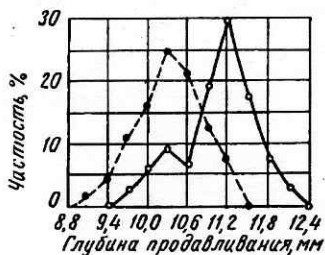


Рис. 16. Частотные кривые для глубины продавливания железа (мягкой стали):

○ — ○ кислородное конвертерное (133 значения); ● — ● мартеновское (181 значение)

Из табл. 6 видно, что железо обладает весьма хорошими пластическими свойствами, что в сочетании с невысокой твердостью делает его пригодным для изделий, изготовляемых способом глубокой вытяжки [см. 33 и др.]. Это подтверждается также результатами испытания листового железа на продавливание. Из частотных кривых рис. 16 [36] видно, что по глубине продавливания железо (мягкая сталь), выплавленное в основном конвертере с продувкой кислородом сверху (сталь «ЛД» — «LD»)¹, превосходит мартеновское. Объясняется это очень малым содержанием в нем примесей и остаточных элементов (всего 0,01—0,04% Cr; 0,06—0,09% Si; <0,015% Sn; 0,001—0,004% N). По глубине продавливания

ТАБЛИЦА 6

МЕХАНИЧЕСКИЕ И НЕКОТОРЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЖЕЛЕЗА РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНИ ЧИСТОТЫ

Свойство	Технически чистое			Электролитическое отожженное	Карбонильное	Переплавленное в вакууме электролитическое	Переплавленное в высоком вакууме очень чистое карбонильное
	I	II	III				
Предел текучести ¹ , кг/мм ²	17,5	13—21	18	10—14	11—17	11	—
Предел прочности, кг/мм ²	30	28—32	27	18—25	20—28	25	17—18
Относительное удлинение, %	34	40—30	28	50—40	40—30	60	40
Сужение площади поперечного сечения, %	65	80—70	—	80—70	80—70	85	—
Ударная вязкость, кгм/см ²	1,5	13—20	25	—	16—20	—	17
Твердость по Бринелю, кг/мм ²	70—80	70—80	60—80	50—70	56—80	50—70	53
Магнитное насыщение 4πI _s , гс	21300	21300	21400	21600	22000	21600	—
Удельное электросопротивление, мком · см	10,7	10,4	10,2	10,0	10,0	9,94	—
Удельный вес, г/см ³	7,85	7,85	7,86	7,87	7,87	7,88	—
Теплопроводность, кал/см × сек · град	—	0,15—0,16	0,15—0,16	0,17	—	0,50—0,22	—

¹ У весьма чистого железа с крупным зерном предел текучести составляет 3—5 кг/мм² (см. табл. 5 и рис. 32).

¹ «LD» означает Linz — Donawitz.

технически чистое, а особенно электролитическое железо лишь незначительно уступает меди, а карбонильное железо, по некоторым данным [см. 41], даже превосходит медь. Однако карбонильное железо, как и другие очень чистые сорта железа, для подобного применения не совсем пригодно из-за большой склонности к росту зерна, свойственной

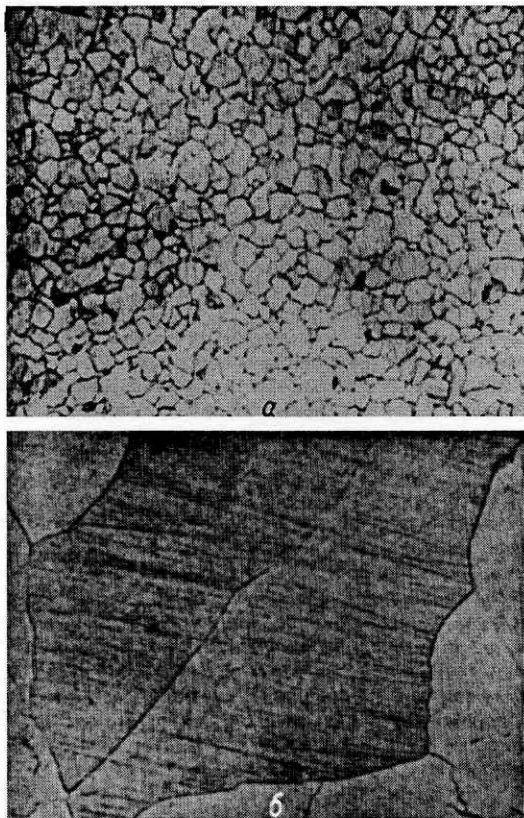


Рис. 17. Микроструктура технически чистого железа. $\times 70$:

a — выплавка в открытой печи; *b* — переплавлено два раза в вакууме (остаточное давление 2×10^{-2} мм рт. ст.)

всем чистым металлам. Это видно из сопоставления приведенной на рис. 17 микроструктуры технически чистого железа, выплавленного в обычных условиях (рис. 17, *a*) и дважды переплавленного в вакууме (рис. 17, *b*).

Объем зерна чистейшего железа может достигать до нескольких десятков мм^3 . Способность железа к глубокой вытяжке при крупном зерне даже улучшается, но деталь приобретает недопустимо грубую, шероховатую поверхность («апельсиновая корка») вследствие того, что

при этом резче сказывается деформирование каждого зерна по кристаллографическим плоскостям. При применении железа для изготовления магнитопроводов, особенно в случае средней глубины вытяжки крупное зерно — положительный фактор, и целесообразность использования очень чистых сортов железа для таких целей — вопрос только производственно-экономический.

Способность железа к глубокой вытяжке сильно ухудшается не только при кислородной хрупкости, но и при наличии по границам зерен феррита включений третичного цементита. В этом случае даже при средней вытяжке легко получаются трещины.

При почти любом применении железа важно, чтобы оно обладало малой склонностью к старению, т. е. изменению свойств при выживании.

Различают термическое и механическое или (лучше) деформационное старение. Оба вида старения приводят к повышению характеристик прочности и падению пластичности и вязкости (повышению критической температуры хрупкости). Деформационное старение обычно проверяется после деформации на 10% и нагрева (старения) при 250° С (1—2 ч). После старения снова появляется на кривой растяжения площадка текучести (см. стр. 32), приводящая к образованию линий сдвига на изделиях. Деформационное старение особенно опасно для изделий, изготовляемых из железа глубокой вытяжкой.

При термическом старении, являющемся результатом дисперсионного твердения, раньше, т. е. при более низкой температуре и меньшей продолжительности выдержки, изменяются механические свойства, затем коэрцитивная сила и еще позже — остаточная индукция (см. рис. 123). Повышение коэрцитивной силы («магнитное старение») особенно опасно в случае применения железа в качестве магнитномягкого материала. Для выявления склонности к магнитному старению издавна применяется нагрев при 100° С в течение 600 ч. Рекомендуемый иногда нагрев при 100° С в течение 200 (или даже 100) ч недостаточен. По нашим исследованиям (совместно с Н. М. Бейнсенсон), во многих случаях максимум старения вообще наблюдается при 150° С. Кроме того, нагрев при 150° С больше соответствует возможным современным условиям работы деталей. Из данных рис. 18 [155] для якорей реле из отожженного железа видно, что максимум H_c после нагрева при 150° С в течение 300 ч в 2 раза превосходит значение H_c после отжига. Такую же коэрцитивную силу имели детали, которые после отжига подвергали выдержке при комнатной температуре в течение 19 700 ч.

Несмотря на противоречивые данные, можно, по-видимому, считать, что за термическое (в том числе магнитное) старение ответственны выделения карбидов и нитридов (чистое железо не подвержено старению), причем роль каждой из этих фаз зависит от содержания в железе азота и углерода¹ и от температуры старения. При 100° С и коротких выдержках выделяется обнаруженная недавно фаза α'' — метастабильный нитрид Fe_3N , который при длительной выдержке превращается в фазу γ' — стабильный нитрид Fe_4N [см. 7]. Фаза γ' образуется раньше при содержании в стали меньше азота и больше углерода, в спокойной стали раньше, чем в кипящей, и после закалки раньше, чем после отжига. С ростом выде-

¹ Косвенно и кислород способствует старению.

лений фазы α'' и ее превращением в фазу γ' связывают наиболее существенное изменение свойств стали. Углерод при 100°C (и ниже) выделяется в составе карбонитридной фазы и только при более высоких температурах старения он выделяется самостоятельно в виде высокодисперсного карбида. По нашим исследованиям [155], в старении железа с $0,036\%$ C и $0,0036\%$ N при 150°C и выше важную роль играет углерод. Роль углерода в термическом (магнитном) старении подтверж-

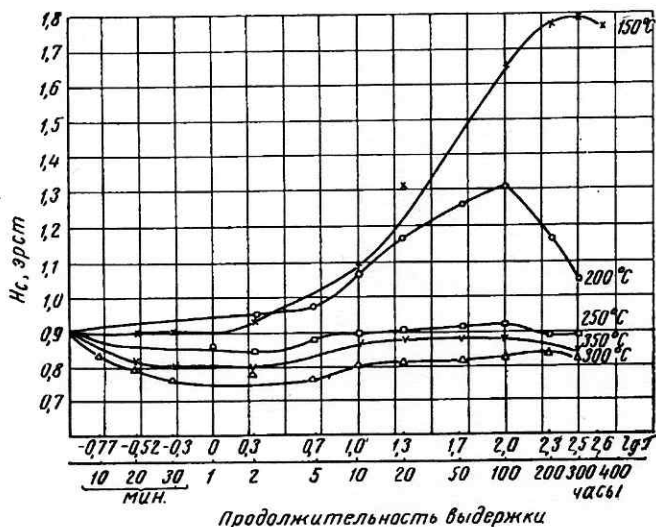


Рис. 18. Изменение коэрцитивной силы отожженного железа ЭА в зависимости от продолжительности выдержки при $150\text{--}350^\circ\text{C}$

дается и в ряде других исследований [см. 3, 15 и др.], а также и тем, что железо с добавками алюминия и кремния еще подвержено магнитному старению по крайней мере при 150°C . На железе с такими добавками в наших исследованиях (совместно с Н. М. Бейнсенсон) на кинетической кривой при 150°C обнаруживались два максимума коэрцитивной силы, из которых первый соответствовал выделению нитрида, а второй — выделению карбида. Правда, мы наблюдали значительное магнитное старение (при 150°C , 50 ч) и после отжига с медленным охлаждением до комнатной температуры (а не только до $600\text{--}700^\circ\text{C}$), а также после отжига при высокой температуре в водороде. т. е. при очень малом содержании углерода. Но вследствие чрезвычайно малой растворимости углерода в α -железе, которая по современным данным составляет от $0,02$ до $0,03\%$ (по разным данным) при 723°C . $7 \cdot 10^{-5}\%$ при 350°C и $\sim 10^{-7}\%$ при 20°C , пересыщение железа углеродом может быть при этом достаточным.

Склонность технического железа к термическому (магнитному) старению может быть ослаблена несколькими способами, если они не ведут к заметному ухудшению свойств в отожженном состоянии. Из рис. 18 видно, что выдержка (старение) отожженного железа при 250--

350° С понижает его H_c до исходного значения или даже ниже, очевидно, за счет коагуляции выделившихся фаз. Однако при длительном нагреве происходит и частичное обратное растворение фаз, вследствие чего повторный нагрев при 150° С в течение 50 ч снова повышал H_c , поэтому в качестве стабилизирующей обработки мы рекомендуем кратковременный нагрев (несколько часов) при 250—350° С, при котором величина H_c приблизительно равна исходной, а заметного обратного растворения фаз еще не происходит. Более точные условия стабилизирующей обработки зависят от содержания примесей (С, N, О и др.) в железе и должны быть выбраны применительно к железу данного состава (партии). В частности, для железа, которому соответствует рис. 18, мы рекомендовали нагрев при 250° С в течение 4 ч, а в зарубежной работе [3] для стабилизации рекомендуется нагрев при $\sim 350^\circ\text{C}$.

Были рекомендованы [5] и другие способы уменьшения магнитного старения железа. Один из них — снижение температуры отжига с 920 до 850° С. Авторы предполагают, что при этом образуются наибольшие количества аустенита, обогащенного углеродом и азотом, вследствие чего феррит обедняется этими элементами. По их данным, старение при 100° С уменьшается после отжига (при 920° С) в водороде, особенно после двойного отжига во влажном и сухом водороде. Однако в наших опытах старение при 150° С после отжига в водороде при 1280° С не уменьшалось. Достаточной стойкостью против старения при 100° С (200 ч) при одновременно пониженной H_c (0,8 э) обладает железо с присадкой 0,3—0,5% Si. При 150° С и такое железо, по нашим наблюдениям, подвержено заметному старению.

Деформационное старение связывают с образованием атмосферы растворенных атомов углерода и азота вокруг дислокаций (о механизме явления см. выше, стр. 32), причем основную роль играет азот (по расчетам на 100 атомов азота в атмосфере приходится один атом углерода). Так как при степени деформации 10% плотности дислокаций в железе возрастает почти на 2 порядка, то в растворе остается мало атомов углерода и азота для образования фаз выделения. Тем не менее путем измерения коэрцитивной силы было показано [3], что и при деформационном старении наряду с образованием атмосферы необходимо считаться с выделением некоторого количества карбидов. Наиболее вероятны такие выделения на дислокациях, преимущественно на границах зерен и блоков. Этим, а также возможной ролью барьерного эффекта на границах в упрочнении и возникновении площадки текучести (см. стр. 39), по-видимому, объясняется то обстоятельство, что мелкое зерно усиливает старение.

Для предотвращения или уменьшения деформационного старения необходимо либо сильно понизить содержание в железе азота, либо связать его нитридообразующими элементами. Первое может быть достигнуто отжигом в водороде (имеются данные, что при отжиге во влажном водороде удаляется частично и азот) или при выплавке¹. Практическое применение получило связывание азота в стойкие нитриды, для чего достаточно ввести 0,02—0,07% остаточного алюминия или 0,03—0,04% ванадия (титан хуже). Сталь с ванадием [см. 26] — кипящая и поэтому из нее легче получить листы с хорошей поверхно-

¹ Сообщается, например, о возможности снижения содержания азота до 0,001% в кислородной конвертерной стали, получаемой процессом Калдо (в Швеции). См. Сталь, № 5, 1960, стр. 424.

стью, чем из успокоенной алюминием, при хорошей штампуемости. Ванадий уменьшает также склонность железа к термическому старению, очевидно, вследствие образования не только стойкого нитрида VN, но и более стойких карбидов. Однако сталь с ванадием дороже и потому еще не получила широкого распространения.

Для получения надежной стойкости против деформационного старения в сочетании с хорошими механическими свойствами и деформируемостью одного лишь введения алюминия или ванадия недостаточно, а необходимо соблюдение определенной технологии, в том числе условий термической

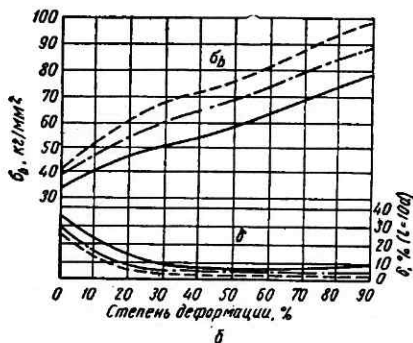
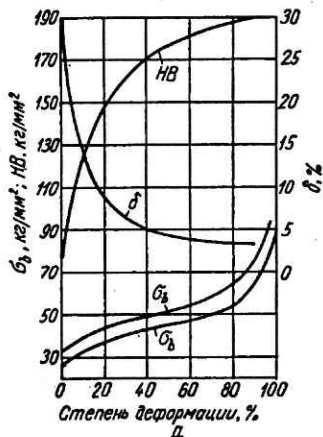


Рис. 19. Влияние наклепа на механические свойства технического чистого железа (а) и мягкой стали с $\sim 0,08\%$ С (б)

— кислородная конвертерная; — — — мартеновская; - - - - - улучшенная томасовская

обработки (например, для листов из стали с ванадием требуется отжиг при 700°C продолжительностью 20 ч) — окончательной и промежуточной. Технология выплавки и обработки успокоенной алюминием нестареющей стали [см. 33] должна обеспечить у листов, в частности, хорошую поверхность (желательно без зачистки слябов), зерно оптимальной величины и формы (не равноосной, как полагали раньше, а оладеобразной) и др.

В последнее время пробуют использовать для глубокой вытяжки более дешевую полуспокойную мягкую сталь, а с другой стороны — вводить в кипящую мягкую сталь комплексные сплавы, содержащие несколько нитридообразующих элементов. В литературе сообщается также, что склонность к старению кипящей малоуглеродистой мартеновской стали устраняется введением в нее $\sim 0,007\%$ В, очевидно, за счет энергичного образования нитридов бора. Поэтому в спокойной стали, где азот уже в основном связан алюминием, бор оказывает обратное влияние [31].

При холодном деформировании железа необходимо считаться с его чувствительностью к наклепу. Изменение механических свойств железа средней степени чистоты под влиянием наклепа иллюстрируется кривыми рис. 19, а (по исследованиям разных авторов и собственным). Из рис. 19, б [36] видно, что кислородная конвертерная сталь (с $0,09\%$ С) меньше наклепывается, чем мартеновская и улучшенная то-

масовая, что, как и большая глубина продавливания (рис. 16), объясняется меньшим содержанием в ней примесей и остаточных элементов (см. выше). Из полученных нами и приведенных на рис. 20 диаграмм истинных напряжений видно, что угол наклона прямолинейного участка к оси абсцисс, характеризующий упрочнение металла, практически одинаков для железа и меди.

Под влиянием наклепа модуль упругости, удельный вес и электрохимический потенциал железа (а следовательно, и стойкость его против коррозии) уменьшаются. В частности, наклеп увеличивает растворимость железа в серной кислоте в несколько раз, причем наиболее сильный рост растворимости наблюдается уже при малых степенях деформации.

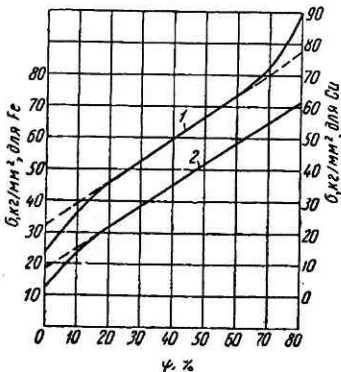


Рис. 20. Диаграмма истинных напряжений:

1 — медь; 2 — технически чистое железо (0,03% С)

Удельное электросопротивление повышается на 3—5%, а магнитная твердость, характеризуемая коэрцитивной силой, возрастает при большой степени деформации в несколько раз, что сопровождается столь же сильным понижением магнитной проницаемости.

Непосредственное изучение дислокационной структуры железа показал [см. 12], что плотность дислокаций, которая в отожженном состоянии составляет 10^6 — 10^7 см⁻², уже после обжатия на 10% увеличивается до 4 — $5 \cdot 10^8$ см⁻². На начальных стадиях деформирования (до ~3%) границы

зерен не только задерживают движение дислокаций, но служат и источниками последних. При степени деформации 10% образуются субзерна со средним размером 1,5—2 мк. В дальнейшем размер субзерен уменьшается и происходит их дробление на блоки, внутри которых сохраняется правильное строение решетки. При степени деформации 80% средний размер субзерен составляет $\sim 10^{-4}$ см, а блоков $\sim 5 \cdot 10^{-6}$ см. Плотность дислокаций даже при степени деформации 80% распределяется неравномерно, что еще раз свидетельствует о локальной неоднородности пластической деформации.

Начало возврата (или отдыха) для различных свойств наклепанного железа лежит при разных температурах. По теории дислокаций при возврате устраняются скопления дислокаций, а при рекристаллизации уменьшается плотность дислокаций практически до исходного ее значения. Поэтому возврат удельного электросопротивления начинается рано и заканчивается в основном при 400° С, тогда как предел прочности и твердость при этой температуре падают еще весьма незначительно. Возврат всех свойств наклепанного железа заканчивается приблизительно при 500° С. При этой температуре снижаются также большая часть вызванных наклепом остаточных напряжений, хотя полностью напряжения снимаются при температуре, приблизительно равной половине температуры плавления.

Рекристаллизация наклепанного железа начинается около 450° С; эта температура приблизительно совпадает с гомологической температурой $0,4 T_{пл}$ по известному правилу А. А. Бочвара. Однако эта темпе-

ратура соответствует чистому железу и степени деформации выше 90%. С уменьшением степени деформации и увеличением количества примесей, как и у других металлов, рекристаллизация начинается при более высокой температуре, как можно видеть из многочисленных рекристаллизационных диаграмм, построенных для железа различных сортов [см 2]. Как и у ряда других металлов, температура начала рекристаллизации железа несколько выше в случае деформирования растяжением, чем при деформировании его сжатием, причем эта разница особенно велика (больше 250° С) у монокристалла. При малых степенях деформации и отжиге ниже A_{c3} , как было отмечено выше (см. схему рис. 11), раньше достигается устойчивая полигонизация, препятствующая рекристаллизации. На рис. 21 [49] приведена конкретная диаграмма полигонизации — рекристаллизации для железа с содержанием углерода меньше 0,005%. Повышение содержания углерода затрудняет полигонизацию (сильно повышается температура полигонизации), а при содержании в железе больше 0,03% полигонизация не наблюдается, а происходит рекристаллизация. Большое влияние оказывает исходная величина зерна. При исходной структуре с 20 зернами на 1 мм^2 после рекристаллизации по диаграмме рис. 11 получалось мелкое зерно. Если же в исходной структуре, полученной после сильной деформации и рекристаллизации, приходилось 100 зерен на 1 мм^2 , то после деформации на 4% при отжиге происходила рекристаллизация и получались монокристаллы. При условии, когда протекает рекристаллизация, дислокационная структура железа, по-видимому, зависит [см. 12] от условий отжига.

Критическая степень деформации для технического железа составляет приблизительно 10%, а критическая температура — около 750° С. При этих условиях величина рекристаллизованных зерен получается наибольшей. Однако и то, и другое сильно зависит от степени чистоты железа. Чем меньше примесей содержится в последнем, тем меньше критическая степень деформации. Что касается величины получаемого после рекристаллизации зерна, то одно время считали, что оно всегда тем крупнее, чем чище металл, и поэтому из чистого железа легче получать монокристаллы. Позднее было установлено, что для получения монокристалла железо должно быть, наоборот, загрязнено некоторым количеством примесей, особенно углерода. Однако в работе [49] показано, что при соответственном подборе условий, в частности исходной величины зерна, можно получать монокристаллы и непосредственно из чистейшего железа.

Возможность получения у железа очень крупного зерна за счет критической деформации и последующей рекристаллизации используется или может быть использована тогда, когда от железа требуется высокая магнитная проницаемость и малая коэрцитивная сила, пониженные значения предела текучести и твердости (например, для ведущих снарядных поясков), а также как один из методов получения железных монокристаллов. В этих случаях температура отжига должна быть по возможности более высокой, а выдержка продолжительной,

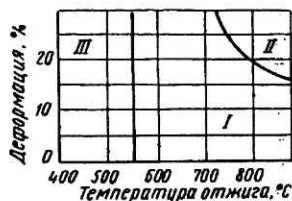


Рис. 21. Диаграмма полигонизации — рекристаллизации для железа с $< 0,005\% \text{ C}$:
I — полигонизация; II — рекристаллизация; III — отсутствие полигонизации и рекристаллизации

так как при этом используется не только рекристаллизация обработки, но и собирательная рекристаллизация. В частности, весьма высокие магнитные свойства железа, приведенные выше на рис. 15, частично объясняются и его очень крупным зерном. Если же от железа требуется высокая вязкость, то критической деформации или рекристаллизации при критической температуре следует избегать, так как это вызывает резкое снижение ударной вязкости, понижение сопротивления отрыву и повышение критической температуры хрупкости.

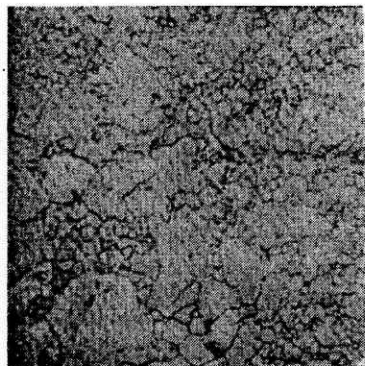


Рис. 22. Микроструктура технического чистого железа после наклепа и рекристаллизации. $\times 90$

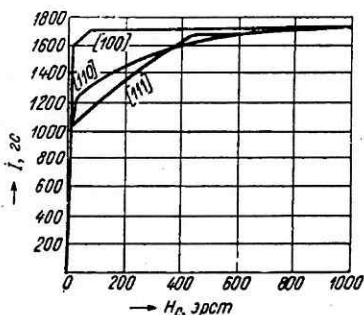


Рис. 23. Анизотропность магнитных свойств у монокристалла железа

Следует иметь в виду, что у железа, особенно технически чистого, наблюдается склонность к неравномерному росту зерна при рекристаллизации, т. е. к сильному избирательному росту отдельных кристаллов (рис. 22). Необходимо поэтому обеспечивать однородность исходной структуры и деформации, равномерный и ускоренный нагрев.

Чем крупнее зерна, тем в большей степени проявляется анизотропия свойств железа: модуля нормальной упругости E , модуля сдвига, твердости. Анизотропия модуля упругости у железа как у ферромагнитного металла складывается из естественной анизотропии и анизотропии, связанной с магнитомеханострикцией [см. 11]. С анизотропией (прочности межатомной связи) связано также наличие у кристалла железа, как и у многих других кристаллов, плоскостей спайности, перпендикулярно к которым разрушение происходит при малых напряжениях, что имеет важное значение при хрупком разрушении железа и стали [см. 975, 970]. Химические свойства железа (растворимость) также зависят от кристаллографического направления.

Наиболее резко выражена анизотропия магнитных свойств железа, теория которой была впервые разработана Н. С. Акуловым [11]. На рис. 23 представлена основная кривая намагничивания для монокристалла железа, из которой видно, что в направлении «легкого» намагничивания [100], т. е. ребра куба, насыщение достигается уже в поле 70 Эрст, а в направлении «трудного» намагничивания [111], т. е. пространственной диагонали куба, насыщение наступает только в поле

470 эрст. В очень чистом монокристалле железа анизотропия проявляется весьма резко и в слабых полях, в которых, согласно рис. 23, свойства во всех направлениях как будто одинаковы. На чистейшем, отожженном при высокой температуре в водороде и охлажденном в магнитном поле монокристалле железа была получена в направлении легкого намагничивания [100] максимальная проницаемость 1 400 000 гс/эрст. На монокристалле же сплава Fe + 6,4% Si после термомагнитной обработки значение $\mu_{\text{макс}}$ достигало 3 800 000 гс/эрст.

Анизотропия железа имеет и важное практическое значение, так как путем комбинирования пластической деформации и нагрева в определенных условиях можно создать в поликристаллическом материале текстуру, т. е. преимущественную ориентировку тех или других кристаллографических осей в направлении деформации, перпендикулярно или под определенным углом к последней, что сказывается соответственно и на свойствах: в одних случаях отрицательно, в других — положительно. Создание текстуры в настоящее время используется не только на чистом железе, но и еще более эффективно на сплавах железа с кремнием, сплавах железа с никелем и др. для получения материала, имеющего выдающиеся магнитные свойства вдоль прокатки за счет ухудшения их поперек прокатки.

С точки зрения взаимодействия железа с другими элементами в сплавах, а также для ферромагнитных и других свойств железных сплавов большое значение имеет строение его атома, характеризующееся недостроенной внутренней электронной d -оболочкой при наличии электронов во внешней s -оболочке. По этому признаку железо относится к металлам 1-й переходной группы. По-видимому, это является причиной того, что железу присуще явление полиморфизма. По современным воззрениям изменение кристаллической решетки металла при полиморфных превращениях связано с изменением распределения электронов в атоме между s - и d -уровнями, что делает термодинамически более выгодным существование той или иной модификации в данном интервале температур. Поэтому полиморфизм наблюдается главным образом у металлов переходных групп.

Изучению полиморфизма железа после открытий Д. К. Чернова было посвящено большое количество работ, так как это явление очень важно для термической обработки и свойств стали. В настоящее время можно считать установленным, что железо существует в двух модификациях: α -железо с решеткой $K8$ устойчиво до температуры 910°C , при которой оно переходит в γ -железо, имеющее решетку $K12$. Последнее при 1401°C снова переходит в модификацию α , которая обозначается δ . Температура плавления железа, определенная на современных чистейших его сортах, составляет 1539°C .

Превращение A_3 , т. е. $\gamma \rightleftharpoons \alpha$, обнаруживает гистерезис, величина которого возрастает (доходя до 20°C) с увеличением скорости охлаждения и нагревания, а также количества содержащихся в железе примесей. При нагревании со скоростью больше $14\,000^\circ\text{C}/\text{сек}$ наблюдался [167] непосредственный переход $\alpha\text{-Fe}$ в $\delta\text{-Fe}$ (без γ -фазы). У очень чистых сортов железа для превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ была найдена температура выше 910°C (в некоторых исследованиях — до 924°C). Это обстоятельство, а также анализ поведения очень чистых сплавов железа с кремнием и другие наблюдения дали повод ряду исследователей [4] высказать предположение, что химически чистое железо не имеет аллотропии.

ческих превращений, а существование модификации γ обуславливается наличием в нем примесей. Однако экспериментально это не доказано. Во всяком случае на наиболее чистом железе, полученном до сих пор, еще наблюдается превращение $\alpha \rightarrow \gamma$.

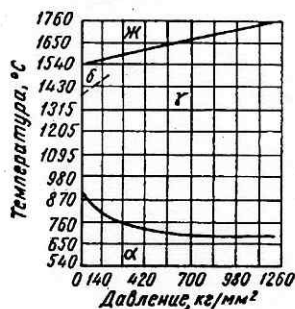


Рис. 24. Влияние внешнего давления на положение критических точек железа

Под влиянием давления повышается и температура плавления железа (рис. 24), как и у других металлов, объем которых увеличивается при расплавлении. Значительное влияние давления на $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение

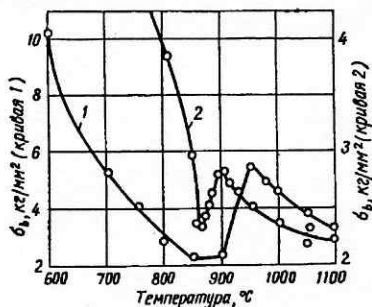


Рис. 25. Изменение предела прочности железа с повышением температуры:
1 — по Н. Ф. Лашко и др.; 2 — по Роллю

вать мелкое зерно. Точка Кюри для чистого железа, т. е. переход его из ферромагнитного в парамагнитное состояние, соответствует температуре 769°С, точнее интервалу температур 769—784°С.

Полиморфизм обуславливает специфическое изменение механических свойств железа с температурой. Предел прочности и твердость имеют вторичный максимум в районе превращения $\alpha \rightarrow \gamma$. Величина этого максимума колеблется в широких пределах в зависимости от условий опыта, что хорошо видно из рис. 25, где обе кривые относятся к желе-

Вследствие более плотной упаковки атомов в гранцентрированной решетке (коэффициент компактности 0,74) γ -железо имеет меньший удельный объем, чем α -железо (коэффициент компактности решетки 0,68). Поэтому превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ сопровождается резким уменьшением объема. Превращение $\gamma \rightarrow \delta$ сопровождается обратным удлинением, причем кривую удлинений в области δ можно рассматривать как непосредственное продолжение кривой в области α .

Знаком изменения объема определяет влияние внешнего высокого давления на температуру превращений в железе. Из рис. 24 [8] видно, что давление понижает (обратно) температуру превращения $\alpha \rightarrow \gamma$, идущего с уменьшением объема, и повышает температуру превращения $\gamma \rightarrow \delta$.

может иметь и практическое значение, позволяя нагревать стали для термической обработки до более низких температур и полу-

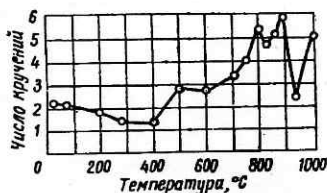


Рис. 26. Изменение числа кручений до разрушения у электролитического железа с повышением температуры

зу одинакового химического состава (газы не учитывались) [21]. В других опытах [46] вторичный максимум предела прочности составлял 1,75—2,5 кг/мм². Хотя аналогичный максимум предела прочности в районе полиморфного превращения наблюдается и на других металлах (олово), а также на неметаллах (сера, кварц), наиболее вероятно предположить, что он характеризует более высокую прочность γ -железа за счет большего начального коэффициента упрочнения его, чем у α -железа. С повышением температуры прочность γ -Fe падает, как и α -фазы.

Это явление имеет и практическое значение, так как показывает, что в районе превращения $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ сопротивление железа пластическому деформированию возрастает. Одновременно в указанном районе температур резко падают пластические свойства железа, характеризующие его способность деформироваться. Это иллюстрируется рис. 26 [46], на котором показано число кручений, выдерживаемых полосой электролитического железа при разных температурах. Не менее показательно в этом отношении резкое падение ударной вязкости железа в том же интервале температур [23]. По данным [43], малые добавки алюминия, марганца и кремния уменьшают высокотемпературную хрупкость (величину ψ) на 12—20%, но не устраняют ее полностью. Вызывается хрупкость серой и кислородом. Таким образом, для технического чистого железа существует опасный интервал температур 850—1150° С, в котором прокатка невозможна. Поэтому обработку начинают либо при 850° С, либо при 1250—1300° С, но прерывают при 1150° С и продолжают только тогда, когда металл остынет до 850—800° С. В железе, подвергнутом прокатке в интервале температур 850—950° С, наблюдается некоторое остаточное снижение ударной вязкости и после охлаждения его до комнатной температуры. В случае же быстрого охлаждения из этой температурной области ударная вязкость технически чистого железа падает резко, что может быть связано с получением мартенситообразной структуры¹ или другой структурной составляющей, располагающейся по границам зерен. Возможность полного фиксирования мартенсита в сплавах железа с < 0,1% С при резком охлаждении их с температур 1000—1050° С показана прямыми опытами [35].

2. СОВРЕМЕННЫЕ ПРОМЫШЛЕННЫЕ СОРТА ЖЕЛЕЗА И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ

Железо широко применяется в машиностроении, особенно для деталей, изготавливаемых глубокой вытяжкой, в электротехнике и приборостроении в качестве магнитномягкого материала. В ряде случаев железо может заменить медь, никель, латунь (с учетом его более низкой коррозионной стойкости), например для электрических проводов (шин) в установках постоянного тока, для снарядных гильз и ведущих поясков, в радиолампах и др. Для некоторых применений, например для ведущих поясков, в железе выращивается крупное зерно (за счет критической степени деформации), что приводит к понижению его предела текучести и твердости [см. 41].

¹ Подробнее о подобной структуре в легированном феррите см. на стр. 158.

Большое развитие получило изготовление разнообразных сравнительно мелких изделий из порошкообразного железа методом порошковой металлургии (железокерамики), развивается металлургия волокна. В частности, металлокерамическим способом изготавливают чаще всего и ведущие пояски, так как компактное железо для этой цели все же менее пригодно, чем медь, хотя они и обладают одинаковой наклепываемостью (см. рис. 20), что объясняется, по-видимому, более высокой температурой плавления у железа, чем у меди (температура на поверхности раздела двух трущихся металлов может повыситься до температуры плавления более легкоплавкого металла).

Промышленное значение имеют те сорта железа, которые можно получать в массовом масштабе. К ним относится технически чистое железо, сварочное или кричное железо, получаемое по новому методу, электролитическое и карбонильное железо. Что касается сортов железа более высокой степени чистоты, то только для железа, получаемого переплавкой в высоком вакууме (остаточное давление $< 10^{-2}$ мм рт. ст.), и частично для электролитического железа, очищаемого водородом, в настоящее время разработаны способы полупромышленного производства. Железо других сортов либо производится только в лабораторных масштабах, либо его производство еще только разрабатывается. Но и для «высоковакуумного» железа еще недостаточно ясны области применения, в которых его технические достоинства будут окупать высокую стоимость.

Железо технически чистое или низкоуглеродистая мягкая сталь, выплавляемая в мартеновских печах и с не меньшим успехом в основных конвертерах с продувкой кислородом сверху, в СССР для электротехнических целей производится нескольких составов:

1) кипящая сталь, содержащая $< 0,035\%$ С; $< 0,03\%$ Mn; следы Si; $< 0,03\%$ S; $0,009-0,01\%$ P; $0,3\%$ Cu; следы Cr; $< 0,2\%$ Ni; около $0,05\%$ O и около $0,01\%$ N;

2) кипящая сталь, отличающаяся от предыдущей меньшим содержанием углерода ($< 0,025\%$) и серы ($< 0,025\%$);

3) спокойная сталь (раскисленная алюминием), содержащая больше марганца ($0,1-0,15\%$) и кремния ($0,17-0,20\%$), в 8—10 раз меньше кислорода ($< 0,005\%$) и значительно меньше других газов;

4) нестареющая электротехническая сталь, содержащая $0,025-0,030\%$ С; $0,11-0,19\%$ Mn и $0,3-0,5\%$ Si.

Низкое содержание кислорода в спокойной стали имеет очень важное значение, так как кислород сильно ухудшает не только ударную вязкость, но и магнитные свойства железа. Так, например, коэрцитивная сила H_c железа, в котором содержание кислорода не превышает $0,035\%$, составляет $0,7-0,75$ эрст, тогда как для железа со средним содержанием $0,05\%$ O и $\sim 0,05\%$ С мы получили [14] $H_c = 1,0-1,2$ эрст, а для железа с $0,09-0,20\%$ O H_c доходила до $3,9$ эрст. При микроанализе в железе, содержащем повышенное количество кислорода, обнаруживается большое количество характерных включений закиси железа (рис. 27).

Если железо применяется в вакуумной технике и требуется, чтобы оно обладало большой плотностью, а содержание газов было очень низким, то его после обычной выплавки подвергают переплавке электрошлаковым способом или в вакууме. При электрошлаковой переплавке содержание кислорода понижается в ~ 2 раза против исходного.

Для понижения коэрцитивной силы детали из кипящей стали

рекомендуется отжигать по режиму: нагрев при 950—1000°С (но не ниже 900—920°С) с выдержкой 2—3 ч и охлаждение со скоростью 40°С/ч до 700—600°С, а затем на воздухе [см. 155]. Повторные отжиги, обуславливающие дополнительное обезуглероживание и укрупнение зерна, как видно из рис. 28 [5], значительно снижают коэрцитивную силу. Спокойную сталь рекомендуется [5] отжигать при 850—870°С. Однако повторные отжиги спокойной стали дают эффект только тогда, когда они проводятся при 920°С или выше (рис. 28). Еще более низкую коэрцитивную силу можно получить после отжига в водороде при 950—

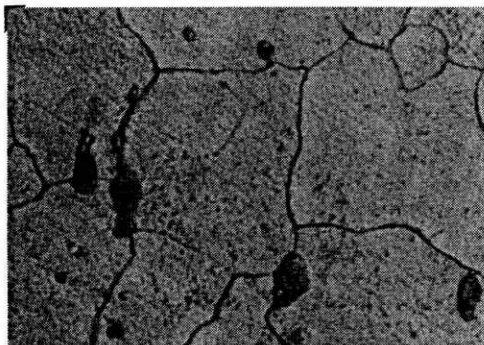


Рис. 27. Микроструктура технического чистого железа, содержащего около 0,1% кислорода. $\times 400$ (сравни с рис. 17)

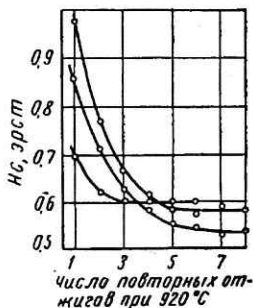


Рис. 28. Влияние повторных отжигов на коэрцитивную силу железа (разные образцы)

1000°С. Был рекомендован также [25] циклический отжиг в водороде: при 1000°С (для перемещения углерода к поверхности детали) и 700°С (для удаления углерода с поверхности).

Положительные результаты дали опыты выплавки технического чистого железа для электротехнических целей в 10-т печи с применением в качестве шихты губчатого железа или смеси последнего с 50% чугуна. Полученное железо содержало $< 0,02\%$ С, $< 0,01\%$ Si и $< 0,06\%$ Mn. На листах толщиной 1,0—2,0 мм, подвергнутых холодной прокатке с обжатием 40% и последующему закрытому отжигу при 680—700°С, коэрцитивная сила такого железа составляла $\sim 0,7$ эрст. В 1,5-т дуговой печи из 100% губки регулярно выплавляется у нас технически чистое железо, применяемое в качестве основы для производства ряда прецизионных сплавов и сплавов со специальными свойствами [47].

В двадцатых годах Астоном в США был предложен новый метод изготовления сварочного или кричного железа, которое по своему составу и строению не отличается от сварочного пудлингового железа. По этому способу малоуглеродистая жидкая сталь, обычно не раскисленная, при 1540—1550°С медленно выливается в жидкий железистый шлак, нагретый до температуры около 1350°С. При этом металл, охлаждаясь, образует капельки, которые в тестообразном состоянии садятся на дно сосуда со шлаком и образуют крицу (весом до 2 т), которую затем обжимают под молотом при температуре выше 1250°С. Шлак, находящийся в жидком состоянии, выжимается из крицы, а металл сваривается. Такое железо вдоль направленияковки имеет механи-

ческие свойства, практически не отличающиеся от свойств технически чистого железа; в частности, ударная вязкость его составляет 12—16 кгм/см². Сварочное железо обладает повышенной стойкостью против атмосферной коррозии и высоким коэффициентом затухания колебаний, что обусловлено наличием шлака, и сравнительно небольшой чувствительностью к надрезу.

В ряде стран кричное железо получается в больших вращающихся печах, в которых навстречу движущейся шихте, состоящей из смеси руды, коксовой мелочи и флюсов, идет поток дымовых газов. Из высокотемпературной зоны печи выходит продукт, представляющий собой тестообразный шлак с включениями железных криц. Охлажденный продукт после разлома в шаровой мельнице подвергают магнитной сепарации с целью отделения железа от шлака. Кричное железо применяют в основном как шихтовой материал при выплавке разных сталей. В Советском Союзе проводились опыты использования легированного никелем кричного железа, получаемого из орско-халиловских руд, при выплавке хромоникелевых сталей типа 40ХН и 12ХН2А. Опыты показали, что добавление в шихту 5—10% кричного железа при выплавке таких сталей в больших мартеновских печах технически и экономически целесообразно [47].

Электролитическое железо, изготовляемое в заводском масштабе, нормально содержит 0,008% С; следы Si; 0,036% Mn; 0,005% P и S; 0,01% Cu. Непосредственно после осаждения оно содержит большое количество водорода, сообщающего железу хрупкость и сильно ухудшающего его магнитные свойства. Так, например, у железа, осажденного при плотности тока 10 а/дм², была получена [14] коэрцитивная сила 18 эрст из-за высокого содержания водорода. Поэтому до применения электролитическое железо должно быть подвергнуто термической обработке, имеющей целью удаление водорода.

Рядом исследований было показано, что в отличие от водорода, поглощенного при травлении, который удаляется при кипячении или даже после длительного вылеживания при комнатной температуре, водород, поглощенный железом в процессе осаждения при электролизе, удаляется только при высоких температурах, наиболее эффективно при длительном (около 24 ч) отжиге в вакууме при 850° С. В результате такой обработки коэрцитивная сила железа понижается до 0,35—0,40 эрст, а максимальная проницаемость повышается до 15 000 гс/эрст. Еще меньшее количество примесей и соответственно более высокие свойства можно получить в том случае, если в качестве анода брать не обычное железо, а электролитическое.

Один из недостатков электролитического железа, используемого в качестве магнитномягкого материала, состоит в том, что оно имеет большие потери на последствие, но последние могут быть сильно снижены введением 0,5—1% As.

Карбонильное железо получается из пентакарбонила железа, в чистом виде представляющего собой почти водяного цвета жидкость состава Fe(CO)₅ с температурой кипения 102,7° С и температурой затвердевания —20° С. Железо получается в виде порошка при разложении паров пентакарбонила при температуре 250—300° С. Частицы железа имеют круглую форму (рис. 29), диаметр 1—10 мк. Каждая частица состоит из кристалликов размером 50—100 Å. Карбонильное железо по условиям получения может содержать большое количество

примесей: до 2% С и до 4% О. Карбиды и окислы располагаются в частице карбонильного железа в виде тонких концентрических шаровых прослоек (рис. 29, б).

Для некоторых целей, например для изготовления магнитодиэлектриков или других металлокерамических изделий, карбонильное железо применяют в порошкообразном виде. В большинстве же случаев его перерабатывают в листы, полосы или ленты. Для этого порошок подвергают спеканию, и полученное пористое тело проковывают и прокатывают на требуемые профили.

В процессе спекания достигается также рафинирование железа от углерода и кислорода. Для этой цели применяют два способа. Первый способ заключается в нагреве порошка в обычной, т. е. окислительной среде. В этом случае составляется смесь разных порошков так, чтобы отношение количеств углерода и кислорода составляло 2:3; тогда оба эти элемента удаляются из смеси в виде окиси углерода, которая одновременно предохраняет порошок от окисления. Наилучшие результаты получаются после спекания при 1050° С в течение 3 ч. Удельный вес до спекания составляет 3,2—3,3 г/см³, после спекания доходит до 6 г/см³, послековки или прокатки — до 7,6—7,8 г/см³.

Несмотря на удобство и дешевизну этого способа спекания, он вытесняется более надежным и эффективным вторым способом — спеканием в струе водорода. В этом случае углерод и кислород удаляются водородом, который также предохраняет порошок от окисления. В начале процесса, когда происходит наиболее интенсивное удаление примесей, целесообразно вести нагрев при сравнительно невысокой температуре, при которой происходит лишь слабое спекание и, следовательно, уплотнение. После этого следует вести нагрев при высокой температуре, при которой получается чушка достаточной плотности.

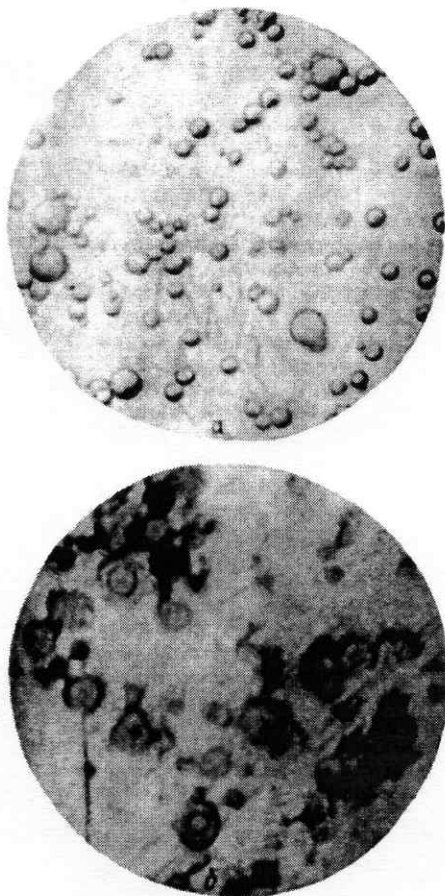


Рис. 29. Частицы карбонильного железа (В. И. Евсеев):

а — порошок. $\times 500$; б — спрессованное. $\times 1000$

Ковку или прокатку полученной чушки легче всего проводить непосредственно после спекания. В начале процесса вследствие пористости чушки необходимо давать малые обжатия.

О механических свойствах карбонильного железа говорилось выше. Что касается его магнитных свойств, то уже в прокатанном состоянии листы имеют начальную проницаемость 800—1200 *гс/эрст* и коэрцитивную силу около 0,3 *эрст*. После отжига в вакууме при 850—890° С с последующим медленным охлаждением начальная проницаемость повышается до 2000—3000 *гс/эрст*, максимальная проницаемость — до 20 000 *гс/эрст*, а коэрцитивная сила снижается до 0,1 *эрст*. К недостаткам карбонильного железа как магнитномягкого материала относится найденный в нем особый вид потерь на последствие, получивших название «потерь на последствие Рихтера» и связанных, по-видимому, с релаксационными процессами.

Главный же недостаток карбонильного железа — его пока еще высокая стоимость. Однако в связи со значительным расширением производства карбонильного железа в СССР стоимость его значительно снизилась и продолжает снижаться.

Из железного порошка способами порошковой металлургии изготавливаются различные изделия, т. е. пористые (25—30% пор), типа самосмазывающихся подшипников, ведущие снарядные пояски (с пропиткой парафином), фильтры, уплотняющие прокладки (вместо свинца) и т. п., полупористые (12—15% пор), например шестеренки, плотные (до 5—6% пор), а также изделия со специальными свойствами, например полюсные наконечники, магнитодиэлектрики (прессованная смесь ферромагнитного порошка и порошка диэлектрика) на основе карбонильного железа, постоянные магниты из особо тонких порошков (микropорошков), детали для вакуумной техники и др. Металлокерамическим способом можно изготавливать из железного порошка и полуфабрикаты. К железокерамике относится, в частности, описанная выше переработка порошка карбонильного железа в листы, полосы или ленту. Если применяется порошок, не требующий предварительной рафинировки, то прокатку ленты можно вести по обычной технологической схеме железокерамики (в этом случае порошок засыпают между валками и обжимают при комнатной температуре под давлением около 6 *т/см²*). Лента подвергается спеканию в методической печи в течение нескольких секунд при высокой температуре.

Порошковой металлургии железа посвящена уже обширная зарубежная и отечественная литература [66]. Поэтому мы ограничимся краткими замечаниями, относящимися к самому порошку.

Качество железного порошка [см. 69] определяется прежде всего количеством содержащихся в нем окислов. Вследствие большой активной поверхности железного порошка, независимо от способа его получения, в нем всегда имеются окислы. Кроме того, в порошке могут содержаться окислы, связанные с условиями его получения. Наименьшее количество окислов содержит электролитический железный порошок, наибольшее — порошок, полученный путем восстановления окалины, главным образом вследствие неполного восстановления последней. С уменьшением количества окислов в порошке (до ~0,5%) сильно возрастает предел прочности полученных из него железокерамических изделий и улучшается его прессуемость.

Не менее важный фактор — сопротивление зерен порошка деформированию при сжатии. Это свойство порошка определяется в достаточ-

ной степени микротвердостью его зерен (рис. 30). Наиболее благоприятно сочетание свойств у отожженного электролитического железа. Зер-

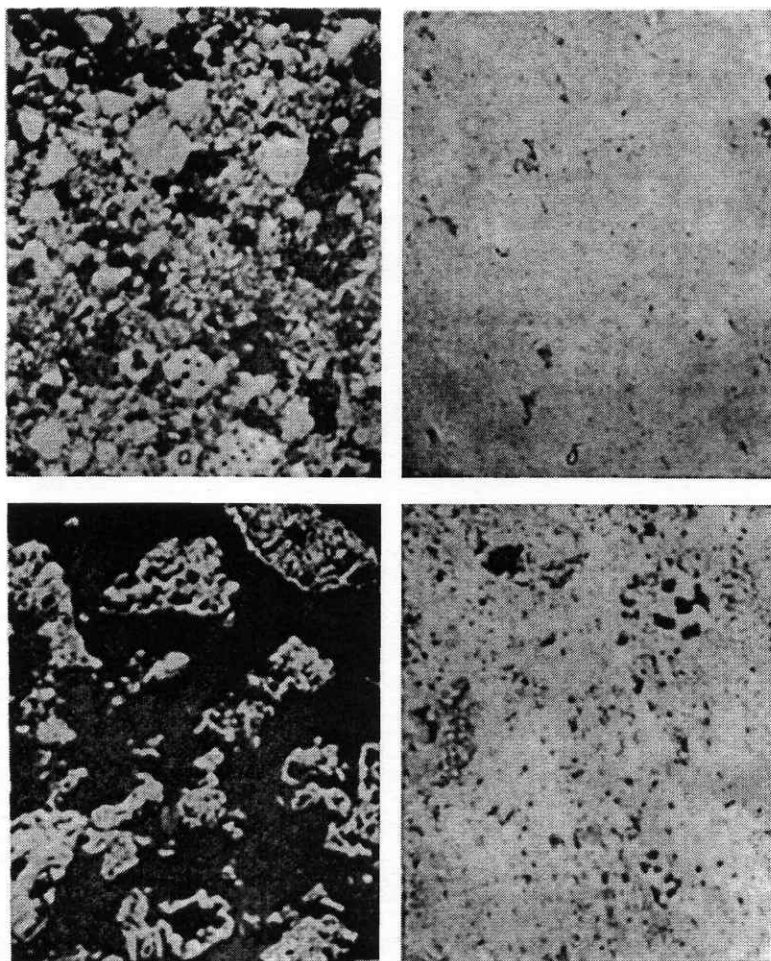


Рис. 30. Форма зерен различных железных порошков и микроструктура спрессованных из них изделий (без травления):

а — порошок электролитического железа. $\times 80$; *б* — изделие из него. $\times 100$; *в* — порошок, восстановленный из окалины. $\times 80$; *г* — изделие из него. $\times 100$

на его (рис. 30, *а*) имеют микротвердость 126 кг/мм^2 . Изделие из такого порошка имеет плотное строение (рис. 30, *б*). Микротвердость зерен железа, восстановленного из окалины, вследствие их пористости ниже (около 90 кг/мм^2); это ухудшает структуру и снижает качество изделия

из такого порошка (рис. 30, в, г). Особенно вредны остаточные окислы, обнаруживающиеся в виде темно-серых включений с микротвердостью 330—340 кг/мм² внутри неполностью восстановившихся зерен порошка. Таких включений особенно много в недостаточно восстановленном порошке, из которого окислы переходят в изделие. Микротвердость зерен, превышающая 200 кг/мм², вследствие ли наклепа, поглощения порошковым водородом, наличия карбидов, растворенных в феррите элементов — кремния, марганца, хрома и др., делает железный порошок малопластичным, плохо прессующимся или совсем не прессующимся материалом. Особенно вреден кремний, наличие которого в порошке, кроме того, усиливает износ пресс-форм.

Важное значение для железокерамики имеет достаточно экономичное производство железного порошка. В настоящее время существует ряд промышленных методов производства порошка: 1) механическое дробление проволоки в вихревых мельницах; 2) электролиз с последующим дроблением катодного железа в шаровых мельницах; 3) карбонильный метод; 4) восстановление окалины; 5) электроэрозионный метод; 6) восстановление природным газом переработанных пиритных огарков; 7) распыление расплава в газовой среде и центробежным способом и др. Наиболее рентабельный — способ восстановления окалины (по технологии ЦНИИЧМ — термоштыбом, являющимся отходом производства антрацита), не требующий применения проката (как вихревой способ) и позволяющий утилизировать отход прокатных цехов — окалину. Недостаток этого способа, кроме несколько более низкого качества порошка, в его малой производительности. Повышение производительности может быть достигнуто за счет восстановления порошка окалины во взвешенном состоянии путем вдувания его в камеру снизу вместе с восстановительным газом.

Кроме того, развивается производство волокнистого железа. Имеются данные [54 и др.], что при одинаковой пористости волокнистое железо имеет более высокие значения прочности и вязкости, чем обычная железокерамика.

ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ УЛУЧШАЕМОЙ СТАЛИ

1. ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Конструкционные стали — самая большая по потребляемому количеству и одна из самых важных для общего и специального машиностроения групп стали. Конструкционная сталь должна обладать сочетанием высоких характеристик прочности, пластичности и вязкости и в то же время хорошими или по крайней мере удовлетворительными технологическими свойствами: пластичностью при высокой температуре, обрабатываемостью режущими инструментами, свариваемостью, малой склонностью к трещинообразованию при закалке и др., а иногда также и специальными свойствами: стойкостью против износа, жаростойкостью, жаропрочностью, стойкостью против эрозии, коррозионной стойкостью теми или иными физическими свойствами и др. Однако такие свойства в обычной конструкционной стали играют подчиненную роль. Наконец, для конструкционной стали важно, чтобы в ней содержалось по возможности меньше легирующих элементов, особенно дефицитных и дорогих, и чтобы легирование позволяло выплавлять ее в наиболее простых и экономичных условиях (в основной мартеновской печи или в кислородном конвертере).

На анализе характеристик прочности, пластичности и вязкости мы останавливаться не будем, так как этому вопросу посвящены специальные труды [189—191, 196, 591, 968 и др.] и очень большое количество работ в современной советской и иностранной литературе. Важно, однако, отметить, что, согласно работам преимущественно советской школы металловедов в области механики материалов, следует при оценке механических свойств сплава учитывать характер его разрушения и способ нагружения. Разрушение может быть либо пластическое путем среза от максимальных касательных напряжений, либо хрупкое путем отрыва от максимальных нормальных напряжений. В соответствии с этим необходимо различать две характеристики прочности: сопротивление срезам и сопротивление отрыву. Различают также вязкое сопротивление отрыву — при волокнистом изломе и хрупкое — при кристаллическом изломе. В обоих случаях разрушению предшествует небольшая пластическая деформация. Если материал разрушается без предварительной деформации, то разрушающее напряжение на-

зывается хрупкой прочностью. Практически сопротивление отрыву обычно отождествляют с хрупкой прочностью.

Характер разрушения при данном сопротивлении сплава касательным и нормальным напряжениям зависит от относительной величины напряжений каждого типа, а следовательно, от вида напряженного состояния образца или детали. Одновременное влияние свойств материала и вида нагружения может быть качественно оценено предложенной Я. Б. Фридманом [190] так называемой диаграммой механического состояния, схемы которой приведены на рис. 128 [198]. На всех диаграммах наклонные линии характеризуют вид нагружения, оцениваемый отношением касательных напряжений τ к нормальным σ . Величина τ_s показывает предел текучести, τ_{\max} и σ_{\max} — сопротивление материала срезу и отрыву. Каждая схематическая диаграмма относится к стали отдельного типа, имеющей различные значения τ_{\max} и σ_{\max} , причем рассматривается несколько простых видов напряженного состояния, характеризуемых соотношением: $\sigma = \tau$ (кручение); $\sigma = 2\tau$ (растяжение или изгиб гладкого образца, без надрезов); $\sigma > 2\tau$ (растяжение или изгиб образца с надрезом). Если наклонная линия пересекает раньше линию τ_{\max} , то сталь разрушается путем среза; если же раньше пересекается линия σ_{\max} , то разрушение происходит путем отрыва.

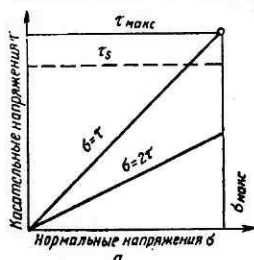


Рис. 128. Схема диаграммы механического состояния

коуглеродистая сталь, при кручении разрушается путем среза, а при растяжении или изгибе — путем отрыва. Материал диаграммы б, например конструкционная сталь с высокой прочностью ($\sigma_b = 160$ — 180 кг/мм^2), разрушается путем среза как при кручении, так и при растяжении или изгибе гладкого образца, но разрушается путем отрыва при растяжении или изгибе надрезанного образца. Материал же, к которому относится диаграмма в например конструкционная сталь со средней и низкой прочностью ($\sigma_b < 130 \text{ кг/мм}^2$), даже при растяжении или изгибе надрезанного образца, когда $\sigma > 2\tau$, разрушается путем среза.

Из характеристик прочности при статическом растяжении для конструкционной стали обычно определяют следующие.

Предел текучести или предел пропорциональности, характеризующий сопротивление стали малым пластическим деформациям. У некоторых сталей в определенных условиях на диаграмме растяжения наблюдается так называемая площадка текучести. В этом случае

Из рис. 128 видно, что сталь, которой соответствует диаграмма а, например закаленная высокоуглеродистая сталь, при кручении разрушается путем среза, а при растяжении или изгибе — путем отрыва. Материал диаграммы б, например конструкционная сталь с высокой прочностью ($\sigma_b = 160$ — 180 кг/мм^2), разрушается путем среза как при кручении, так и при растяжении или изгибе гладкого образца, но разрушается путем отрыва при растяжении или изгибе надрезанного образца. Материал же, к которому относится диаграмма в например конструкционная сталь со средней и низкой прочностью ($\sigma_b < 130 \text{ кг/мм}^2$), даже при растяжении или изгибе надрезанного образца, когда $\sigma > 2\tau$, разрушается путем среза.

Из рис. 128 видно, что сталь, которой соответствует диаграмма а, например закаленная высокоуглеродистая сталь, при кручении разрушается путем среза, а при растяжении или изгибе — путем отрыва.

можно говорить о «физическом» пределе текучести. Однако у большинства сталей ясно выраженной площадки текучести не получается. Поэтому в инженерных расчетах чаще всего учитывается напряжение, соответствующее определенной заданной остаточной деформации, например 0,2% ($\sigma_{0,2}$). Для изделий ответственного назначения и сооружений предел текучести τ_s — основная расчетная характеристика, и повышение его является важнейшей задачей, особенно в тех случаях, когда остаточные деформации вообще недопустимы. Однако высокое значение τ_s не будет реализовано, если у материала $\sigma_{\max} < \tau_s$ (см. ниже). Тогда разрушение будет хрупкое. Предел текучести больше других механических характеристик определяется дислокационной структурой материала.

Предел прочности или временное сопротивление разрыву характеризует различные свойства у хрупких и пластичных металлов. У хрупких металлов разрушение обычно происходит путем отрыва, и предел прочности σ_b характеризует сопротивление металла разрушению. У пластичных металлов σ_b характеризует их сопротивление значительным пластическим деформациям. Сопротивление же разрушению у пластичных металлов характеризуется отношением разрушающей нагрузки, т. е. конечной ординаты кривой растяжения, к площади поперечного сечения образца в момент разрушения. Эта характеристика S_K представляет собой, следовательно, истинное напряжение.

Твердость, определяемая методом вдавливания в испытуемый металл твердого наконечника (твердость по Бринелю, по Виккерсу по Роквеллу, микротвердость), также характеризует сопротивление металла пластическим деформациям, обычно значительным, как и предел прочности у пластичных металлов. Поэтому между твердостью при вдавливании и пределом прочности установлена прямая количественная зависимость, хотя и приближенная, требующая подбора переходных коэффициентов для каждой группы стали. Пользуясь этой зависимостью, во многих случаях определяют предел прочности σ_b пересчетом с числа твердости по Бринелю, что значительно упрощает испытание. В иностранной литературе [см. 503] предлагалось установленный таким способом предел прочности называть «прочностью по Бринелю». Однако независимо от степени точности переходного коэффициента соотношение между этими величинами никак не может быть распространено на хрупкие материалы, у которых предел прочности характеризует не сопротивление пластической деформации, а сопротивление разрушению.

Некоторые исследователи рекомендуют [см. 192] определять как более точную характеристику истинный предел прочности, представляющий собой отношение максимальной нагрузки P_{\max} к площади поперечного сечения образца в момент достижения этой нагрузки, т. е. в конце равномерной деформации. Между истинным пределом прочности и твердостью при вдавливании конуса существует прямолинейная зависимость, выражаемая для любой стали равенством $S_b = = 0,32 H_L$. Закономерная зависимость существует также между истинным пределом прочности и твердостью по Майеру. Последнюю целесообразно определять еще и потому, что она позволяет характеризовать и такое важное свойство конструкционной стали, как наклепываемость, т. е. способность ее упрочняться при пластической деформации. Это свойство обычно характеризуют углом наклона к оси абсцисс прямоли-

нейного участка диаграммы истинных напряжений (коэффициентом упрочнения D).

Из других характеристик прочности для конструкционной стали в ряде случаев представляет интерес усталостная прочность, хотя это больше конструктивная характеристика.

Что касается пластичности, то равномерная деформация, характеризующая относительным удлинением, играет особо важную роль в тех случаях, когда детали работают на растяжение. Предельная пластичность, определяемая полным относительным сужением или предельным истинным удлинением в шейке, весьма важная характеристика, чувствительная к содержанию неметаллических фаз и водорода, один из показателей степени анизотропности стали. В некоторых случаях она может служить (до известной степени) и технологической характеристикой, например при изготовлении из стали проволочных изделий, при холодной прокатке листов и ленты и т. п.

Очень важное значение имеют характеристики стали, выявляющие ее склонность к хрупкому разрушению, или, наоборот, надежность против преждевременного разрушения. Необходимость определения таких характеристик подтверждается многочисленными случаями внезапного хрупкого разрушения изделий, изготовленных из стали с высокой пластичностью: подвесных мостов, сосудов, работающих под внутренним высоким давлением, рельсов, автомобильных осей и др. и особенно серии американских сварных судов «Либерти» во время второй мировой войны (некоторые из них разломались пополам). Рассмотрение всех предлагавшихся характеристик склонности стали к хрупкости и методов их оценки не входит в наши задачи. Подробно ознакомиться с этим вопросом читатель может с помощью литературы [189—191, 196, 591, 968, 969 и др.]. Здесь скажем только о нескольких важнейших характеристиках (и принципах их определения), а именно: сопротивлении отрыву, критической температуре хрупкости (склонности к хладноломкости), чувствительности к надрезу и чувствительности к трещинам.

При определении этих характеристик создают условия, тормозящие пластическую деформацию образца и увеличивающие вероятность его хрупкого разрушения. Это может быть достигнуто путем понижения температуры испытания, увеличения скорости нагружения, создания концентраторов напряжений (надрезов, трещины, перекоса и т. п.), создания объемного напряженного состояния, коррозионного воздействия или поверхностных явлений (адсорбции газа, например, водорода). Желательно, чтобы выбранные способы торможения пластической деформации в наибольшей степени соответствовали реальным условиям работы изделия.

Понижение температуры используется при определении сопротивления стали отрыву и ее склонности к хладноломкости. Это основано на известной схеме А. Ф. Иоффе (рис. 129), предложенной впервые для кристаллов каменной соли [241], а позже подтвержденной и на металлах. Из рис. 129 видно, что предел текучести σ_s с понижением температуры возрастает. Сопротивление же отрыву S_T или вовсе не зависит или в той или иной степени зависит от температуры, но во всех случаях кривая хрупкой прочности идет более полого, чем кривая предела текучести, и поэтому они пересекаются. Температура, соответствующая точке пересечения кривых, является критической температурой хрупкости T_k . При нагружении ниже этой температуры предел

текучести не достигается, и образец разрушается при напряжении, равном сопротивлению отрыву S_T . Как видно из диаграммы механического состояния (рис. 128), чем меньше сопротивление отрыву, тем больше вероятность хрупкого разрушения.

Постоянство или слабое изменение сопротивления отрыву с температурой позволяет считать эту характеристику константой материала. В действительности, однако, в подавляющем большинстве случаев наблюдается некоторая пластическая деформация, даже когда испытание проводится при весьма низкой температуре и на образце с надрезом. По этой и некоторым другим причинам встречаются возражения против того, чтобы считать сопротивление отрыву «строгой» константой материала, и предлагается считать его лишь условным напряжением, соответствующим переходу к нестабильному макроразрушению [см. 968].

Тем не менее по сравнению с характеристиками вязкого разрушения сопротивление отрыву относительно менее чувствительно к структуре, и его значение в большей степени определяется непосредственно прочностью межатомной связи. Поэтому характеристики, определяемые при вязком и хрупком разрушении, могут в ряде случаев по-разному зависеть от внешних факторов, от содержания в стали легирующих элементов и углерода и от условий ее обработки. Так, с увеличением количества растворенного в железе углерода, например в мартенсите, твердость повышается. Сопротивление же отрыву должно при этом, наоборот, падать, так как углерод уменьшает прочность межатомной связи в решетке мартенсита. Такая зависимость наблюдается экспериментально, как можно видеть из рис. 130 [132].

В соответствии с этим следует ожидать, что при отпуске закаленной стали сопротивление отрыву должно увеличиваться до той температуры, при которой заканчивается выделение углерода из твердого раствора, а затем оставаться постоянным. Однако из рис. 131 [132] видно, что после выделения углерода из мартенсита сопротивление отрыву все время уменьшается. Это показывает, что на величину сопротивления отрыву значительное влияние оказывает степень дисперсности карбидов. Автор [132] связывает это с суммарной поверхностью раздела фаз, которая с повышением температуры отпуска все время уменьшается.

С суммарной поверхностью раздела, тормозящей распространение трещины, может быть связано и влияние величины зерна, укрупнение которого приводит, как можно видеть из рис. 132 [253], к сильному падению сопротивления отрыву, в данном случае у феррита. Можно поэтому полагать [132], что сравнительно высокое значение сопротивления отрыву у закаленного легированного феррита (рис. 131) также объясняется сильным измельчением зерна или (и) мозаичных блоков при закалке. В процессе отпуска сопротивление отрыву остается практически постоянным до 400°C , а у более сложнoleгированного феррита до $500\text{--}550^\circ\text{C}$ (см. рис. 131) и затем падает с началом укрупнения зерна вследствие рекристаллизации и увеличения размера блоков.

Другая важная характеристика — критическая температура хрупкости — получается непосредственно из схемы А. Ф. Иоффе (T_K на рис. 129). Однако методически проще и удобней определять критическую температуру хрупкости путем испытания ударным изгибом надрезанных образцов при разных температурах (серийная кри-

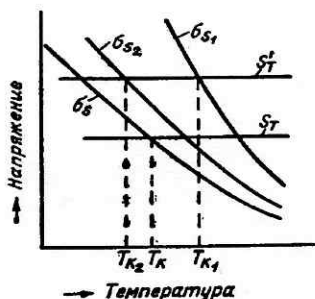


Рис. 129. Схема, поясняющая предположение о влиянии строения граничного слоя на положение критической температуры хрупкости

σ_B — предел текучести;
 S_T — сопротивление отрыву;
 T_K — критическая температура хрупкости

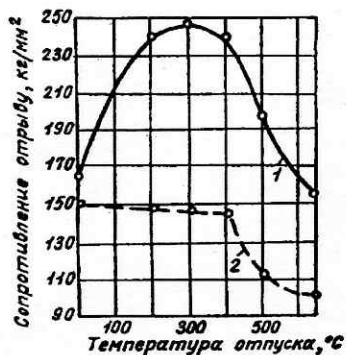


Рис. 131. Изменение сопротивления отрыву при отпуске закаленной стали и легированного феррита:

1 — 0,4% С, 2,0% Cr, 0,6% Mn и 2,6% Si; 2 — 0,04% С, 2,5% Si, 2,1% Cr и 3,8% Mn

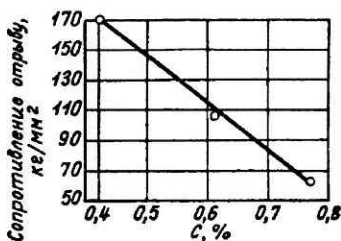


Рис. 130. Зависимость сопротивления закаленной стали отрыву от содержания в ней углерода

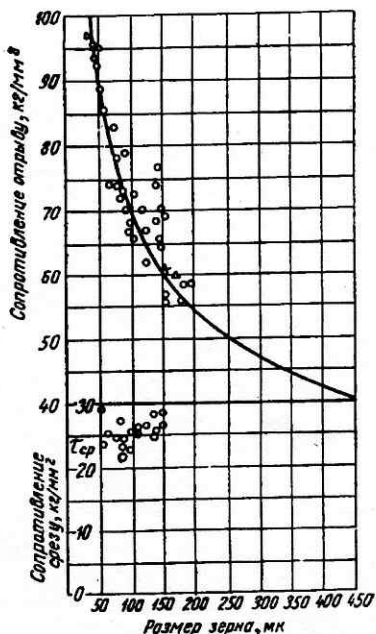


Рис. 132. Влияние величины зерна феррита на его сопротивление отрыву и срезу

вая Н. Н. Давиденкова). При этом T_K оказывается и выше, так как с увеличением скорости нагружения увеличивается предел текучести, хотя и в меньшей степени, чем при понижении температуры¹. Чем выше T_K , тем больше склонность стали к хрупкому разрушению, ее хладноломкость.

Переход из вязкого в хрупкое состояние может быть дискретным или плавным. В обоих случаях наблюдается интервал температур перехода («критический интервал хрупкости»), что затрудняет установление единого критерия критической температуры. При дискретном переходе (рис. 133) обычно различают верхнюю и нижнюю границы критического интервала. Предлагалось также [500] называть температуру T_{K_1} верхней границей критического интервала хрупкости, T'_{K_2} — левым порогом, T_{K_2} — правым порогом области рассеивания ударной вязкости,

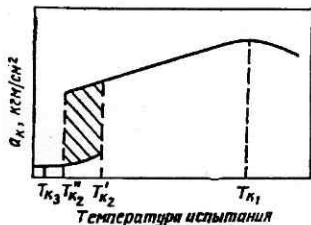


Рис. 133. Схема критического интервала хрупкости

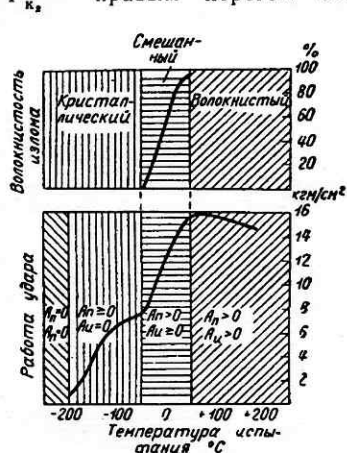


Рис. 134. Схема изменения работы удара и характера излома у стали в переходной температурной области:

A_n — работа деформирования до появления трещины; A_u — работа излома

лей ответственного назначения, подверженных в работе значительным ударным нагрузкам.

По исследованиям и анализу Б. Е. Сомина, падение ударной вязкости в переходной температурной области у очень многих сталей пра-

T_{K_2} — нижней границей критического интервала хрупкости. При плавном переходе пользуются условными критериями. Считают, например, критической ту температуру, при которой ударная вязкость составляет определенную долю (в %) от наибольшей или имеет заданную абсолютную величину (например, 2 кгм/см² в СССР, 7 футо-фунтов в США и Англии), или же среднюю температуру переходного интервала. В последнее время критерием все чаще служит вид излома, причем в качестве критической берут ту температуру, при которой либо появляются первые кристаллические участки в изломе, либо определенная часть площади (например, половина) или вся площадь излома является кристаллической. По нашему мнению [см. 970, 975], надежнее считать критической температуру, соответствующую началу появления кристаллических участков в изломе, как это практикуется давно при исследовании сталей, предназначенных для изготовления изделий, подверженных в работе значительным

¹ Имеются сообщения о том, что у мягкой стали при скорости нагружения 10⁷ кг/я.м²·сек предел текучести удваивается против статического его значения [см. 969 — Зибель и др.].

வில்லை изображается схематической кривой, приведенной на нижнем графике рис. 134. Связь получаемых здесь значений работы удара с характером излома видна из сопоставления этой кривой с верхним графиком рис. 134.

Если изделие работает все время или может работать периодически при низких температурах, например, в холодильной, химической промышленности, в авиации, ракетах и т. п., то склонность стали к хладноломкости представляет и самостоятельный интерес. В этом случае конструктивной характеристикой может служить так называемый температурный запас вязкости, равный разности $T_0 - T_K$, т. е. температуры, при которой работает конструкция, и критической температуры хрупкости данной стали, или также отношение $\frac{T_0 - T_K}{T_0}$,

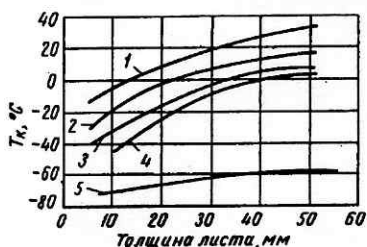


Рис. 135. Влияние толщины листа на критическую температуру хрупкости у различных сталей:

- 1 — мягкая нелегированная; 2 — успокоенная кремнием; 3 — с высоким содержанием марганца; 4 — успокоенная алюминием; 5 — ожиженная с высоким содержанием алюминия и марганца

зано, что на значении T_K существенно сказывается масштабный фактор. Иллюстрацией может служить рис. 135 (по данным Маккензи, см. [971]). Нам, однако, представляется [см. 970, 975], что критическая температура хрупкости есть косвенная, но весьма чувствительная физическая характеристика, позволяющая судить одновременно и о запасе пластичности зерна, и о строении и свойствах граничного слоя зерен. Ударная вязкость, определяемая при комнатной или другой температуре, всего лишь произвольно выхваченная (иногда удачно, а чаще неудачно) точка из сериальной кривой. В качестве примера достаточно указать, что сравнение значений ударной вязкости двух сталей при температуре -40 или -20°C на рис. 136 может привести к такому же ложному выводу об отсутствии влияния величины зерна, как и сравнение их ударной вязкости при температуре $+80^\circ\text{C}$.

Влияние разных факторов на положение критической температуры определяется их влиянием на сопротивление отрыву и изменение предела текучести с температурой. Из схемы рис. 129 следует, что более крутое повышение предела текучести при одинаковом сопротивлении отрыву (σ_s, σ_s) или понижение сопротивления отрыву при том же значении предела текучести (S_T вместо S_T') должно приводить к повышению критической температуры хрупкости. В качестве примера возьмем такой фактор, как величина зерна. Мы уже видели (см. рис. 132), что крупнозернистая сталь характеризуется пониженным значением хрупкой прочности σ_T против σ_T у мелкозернистой стали.

называемое фактором склонности к хрупкости.

Высказывается мнение [968], что оценка надежности материала в работе при определенных температурах является основным (прямым) назначением испытания хладноломкости. Чем ниже T_K , тем больше надежность. Такое мнение частично подкрепляется тем, что критическая температура хрупкости часто сильно зависит от остроты надреза. В ряде исследований (Ф. Ф. Витмана, Е. М. Шевандина, Б. Б. Чечулина и др.) было также пока-

тогда как сопротивление срезу от величины зерна не зависит. Поэтому крупнозернистая сталь, согласно схеме рис. 136, а [242], должна иметь более высокую критическую температуру хрупкости T_{K1} , чем мелкозернистая T_{K2} , что и наблюдается в действительности, как видно из рис. 136, б [625].

Однако схема, приведенная на рис. 129, справедлива только для заданного соотношения между величиной касательных и нормальных напряжений, т. е. для заданного вида напряженного состояния. Поэтому крупнозернистая сталь может обладать повышенной хладноломкостью при одном напряженном состоянии и нормальной или даже повышенной пластичностью при другом напряженном состоянии.

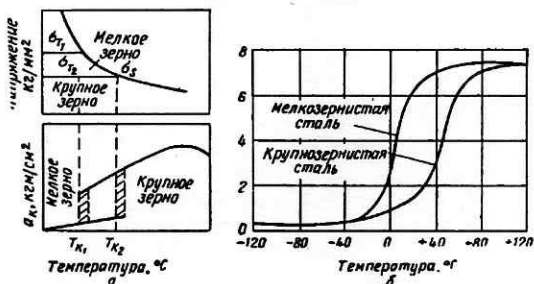


Рис. 136. Критическая температура хрупкости у крупнозернистой и мелкозернистой стали:

а — схема; б — по экспериментальным данным

Н. Н. Давиденков экспериментально показал [189], что выявляемая сериальной кривой хладноломкость стали — не следствие влияния надреза, а физическое свойство самой стали. Иллюстрацией может служить высокопрочная закаленная и низкоотпущенная (см. стр. 298) сталь, у которой обычно чувствительность к надрезу больше, а критическая температура ниже, чем у высокоотпущенной стали средней прочности. Эти характеристики, следовательно, разные.

Чувствительность к надрезу определяется на образцах, снабженных различными концентраторами напряжений: образцах Шнабта, надрезанных образцах, испытываемых растяжением без перекося или с перекосом, образцах, испытываемых на раздираение, и др. Наибольшее распространение для этой цели получило испытание ударным или статическим изгибом надрезанных образцов.

При испытании ударным изгибом определяется полная работа разрушения (ударная вязкость). Это — недостаток метода, так как величина ударной вязкости зависит и от пластичности и от прочности стали, а последняя не характеризует склонности к хрупкому разрушению. С другой стороны, надрез — не только концентратор напряжений, но и создает объемное напряженное состояние. Испытания трубчатых образцов осевым растяжением с одновременным приложением внутреннего давления при значениях отношения тангенциальных напряжений к осевым от 0 до ∞ показало [972], что уже небольшое отступление от одноосности напряженного состояния сильно увеличивает вероятность хрупкого разрушения. Таким образом, применительно к сосудам высокого давления и аналогичным изделиям характеристика чувствительно-

сти стали к объемному напряженному состоянию также имеет очень важное значение.

Ударная вязкость чувствительно реагирует на ряд физико-химических процессов, протекающих в граничном слое зерна стали. В качестве примера достаточно назвать процессы, вызывающие в стали явление отпусковой хрупкости. Ударной вязкости в меньшей степени, чем предельной пластичности, присуща анизотропность, вследствие чего ее величина сильно изменяется под влиянием всех факторов, обуславливающих анизотропность свойств стали. Наконец, ударная вязкость проявляет большую чувствительность к различным технологическим факторам, вследствие чего ее следует считать важной технологической характеристикой, показателем общего уровня качества стали. Метод статического изгиба надрезанного образца — в Советском Союзе образца типа Менаже — основан на работах А. М. Драгомирова и практически разработан позднее [202]. Основные характеристики получают из записанной диаграммы усилие — прогиб, схематически показанной на рис. 137, где E_1 — работа деформации до P_{\max} ; E_2 — работа от P_{\max} до начала разрушения; E_3 — работа деформации после образования трещины. Главной характеристикой обычно служит выраженное в процентах отношение площадей кристаллической и волокнистой части излома, чему соответствует и определенное отношение h/P_{\max} . Записав такие диаграммы при различных пониженных температурах, берут в качестве критерия склонности стали к хрупкости температуру, при которой отношение h/P_{\max} превосходит определенную величину, например $h > \frac{1}{3} P_{\max}$. При более точных исследованиях можно также учитывать прогиб, соответствующий P_{\max} , и отношение $P_{\text{в}}/P_{\max}$. Такая характеристика особенно ценна применительно к свариваемым сталям. Принятый за рубежом [507] для этого испытания образец с острым надрезом показан на рис. 137, б. Критерием же хрупкого излома считается ширина (перпендикулярно к надрезу) волокнистой его части меньше 32 мм или отношение $P_{\text{в}}/P_{\max} = 0,7$.

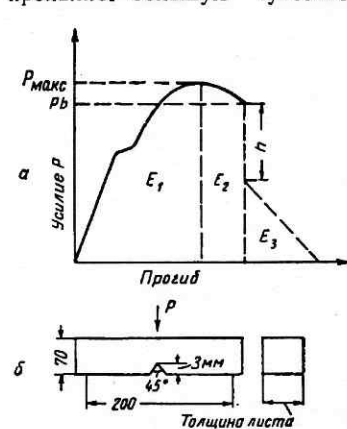


Рис. 137. Диаграмма усилие—прогиб при испытании статическим изгибом надрезанного образца

Рис. 137. Диаграмма усилие—прогиб при испытании статическим изгибом надрезанного образца

нх температурах, берут в качестве критерия склонности стали к хрупкости температуру, при которой отношение h/P_{\max} превосходит определенную величину, например $h > \frac{1}{3} P_{\max}$. При более точных исследованиях можно также учитывать прогиб, соответствующий P_{\max} , и отношение $P_{\text{в}}/P_{\max}$. Такая характеристика особенно ценна применительно к свариваемым сталям. Принятый за рубежом [507] для этого испытания образец с острым надрезом показан на рис. 137, б. Критерием же хрупкого излома считается ширина (перпендикулярно к надрезу) волокнистой его части меньше 32 мм или отношение $P_{\text{в}}/P_{\max} = 0,7$.

Чувствительность к трещинам, вернее, сопротивление распространению трещины в последние годы все чаще используется как характеристика склонности стали к хрупкому разрушению, особенно применительно к высокопрочной стали. Такая тенденция, выражающаяся, в частности, и в стремлении к увеличению остроты надреза, вполне оправдывается тем, что в изделиях почти всегда могут быть трещины либо технологического, либо служебного, либо иного происхождения. Кроме того, сам процесс разрушения не только хрупких, но и пластичных материалов, происходит путем зарождения и развития трещин. Это подтверждает и установленная в последние годы временная зависимость прочности у самых разнообразных материалов — ме-

таллических и неметаллических — при разных температурах [см. 510, 511, 196, 726]. Из рис. 138 [510] видно, что разрушающее напряжение уменьшается с увеличением длительности действия нагрузки, а время до разрушения или живучесть (долговечность) материала с увеличением напряжения падает, причем зависимость между ними на полулогарифмической диаграмме рис. 138 удовлетворительно изображается прямой линией, имеющей разный угол наклона для различных материалов. Эти данные, имеющие, по-видимому, характер общей закономерности, позволяют считать, что процесс разрушения протекает пу-

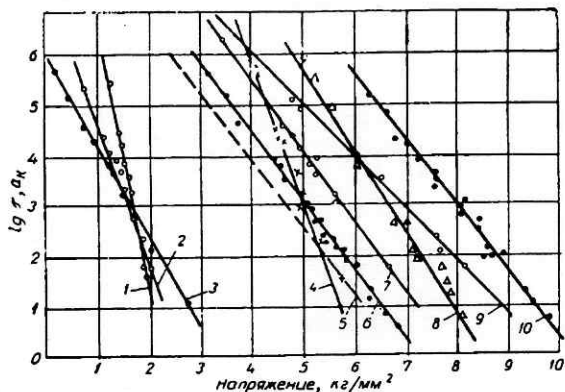


Рис. 138. Зависимость долговечности (живучести) от напряжения для различных материалов:

1 — резина без сажи (Buna S); 2 — поливинилхлорид (пластикат); 3 — резина без сажи (Buna N); 4 — алюминиевая фольга; 5 — органическое стекло (полиметилметакрилат); 6 — полистирол; 7 — целлюфан; 8 — целлюлоид; 9 — ацетилцеллюлоза; 10 — нитроцеллюлоза

тем постепенного локального разрыва межатомных связей. Об этом до некоторой степени свидетельствуют [510] статистическое распределение значений долговечности или живучести и необратимость процесса. Последняя заключается в том, что суммарная живучесть практически не меняется в случае промежуточного разгрузки и длительного «отдыха» образцов. В ряде работ [512] и др. было показано, что микроскопические трещины зарождаются задолго до макроскопического разрушения и ориентированы по плоскостям скольжения перпендикулярно к направлению действия растягивающих напряжений, а к началу образования шейки в следах скольжения обнаруживается уже большое количество таких трещин. Имеются также основания считать, что уже начальная пластическая деформация в виде первых сдвигов приводит к нарушению сплошности материала и по существу является началом разрушения.

Таким образом, сопротивление распространению трещины в большей степени, чем все другие упомянутые выше характеристики, определяет вероятность хрупкого разрушения. Было показано [968], что переход от образцов с надрезами к образцам с трещинами может изменить даже порядок расположения оцениваемых материалов, и рекомендуется поэтому шире использовать эту характеристику наряду с другими

для оценки стали. Наиболее чувствительна к трещинам высокопрочная сталь, вследствие чего эта характеристика для нее наиболее важна.

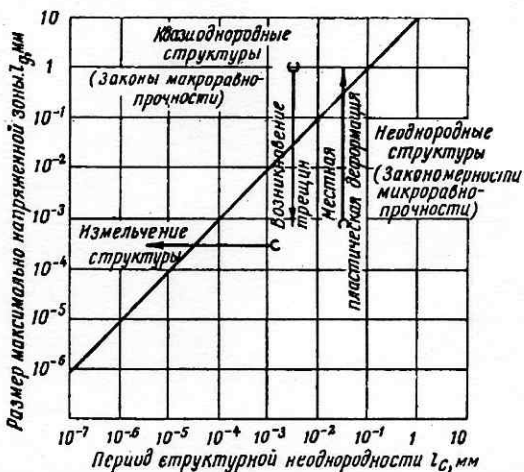


Рис. 139. Диаграмма относительной структурной неоднородности

	l_d	l_c
10	Нормальный образец для испытания	Железобетон
1	Микрообразец. Зона при ударном испытании, зона при черновом резании, зона начала усталостного разрушения крупных деталей	Крупный графит в чугунах (№ 1)
10^{-1}	Зона при чистовом резании, зона начала усталостного разрушения образцов	Крупное зерно в сталях
10^{-2}	Зона при кавитации	Мелкий графит в чугунах (№ 8), мелкое зерно в сталях
10^{-3}		Толщина пластинок мартенсита
10^{-4}	Зона вблизи вершины трещины	Крупные выделения в дюралюминии и подобных сплавах
10^{-5}		Мелкие выделения в дюралюминии и подобных сплавах
10^{-6}		Карбиды в низкоуглеродистой стали (в мартенсите), начало сфероидизации карбидов

К настоящему времени изучена и изучается кинетика роста трещин в стали и влияние на нее разных факторов [см. 973] и предложены разные методы оценки чувствительности стали к трещинам и способы получения трещин, изучено влияние многих факторов на эту характе-

ристику. Не имея возможности привести здесь эти данные, отсылаем читателя к литературе [см. 968, 928 и др.], посвященной изучению этих процессов.

Одним из чрезвычайно ценных и в то же время наиболее простых методов оценки конструкционной (и не только конструкционной) стали является изучение вида излома (фрактография). Ценность этой характеристики, использованной еще Д. К. Черновым при его знаменитых открытиях, в настоящее время подтверждается все новыми фактами не только из производственного опыта, но и из области научных исследований. Главный недостаток этого метода значительный элемент субъективности, сказывающийся даже при пользовании шкалой изломов. В настоящее время разработаны [508] и разрабатываются объективные методы оценки вида изломов, но они имеют ряд ограничений и еще не получили широкого распространения [см. 968]. Применение электронного микроскопа (электронная микрофрактография) при усовершенствованном способе получения реплик (непосредственно с излома) уже дало ценные новые данные, позволившие более детально классифицировать изломы, установить влияние ряда факторов на строение излома и связать его с теорией дислокаций, лучше изучить разные виды хрупкости и др. [см. 951]. Вид излома все чаще и успешнее используется в качестве критерия при определении разных характеристик склонности стали к хрупкому разрушению и в первом грубом приближении оценивает также сопротивление стали распространению трещин.

Следует в заключение отметить, что при определении механических свойств стали, как и других материалов, их обычно считают квазиизотропными и квазиизотропными. Определяемые механические характеристики являются, следовательно, макроскопическими, т. е. усредненными для данного сечения. Между тем в ряде случаев сильно проявляется структурная неоднородность материала, и для оценки его механических свойств необходим микроскопический подход. Я. Б. Фридман [509] попытался разграничить случаи, в которых необходимо учитывать напряженность и свойства разнородных структурных составляющих материала. В качестве критерия при таком разграничении Я. Б. Фридманом взято отношение l_d/l_c , где l_c — линейные размеры структурных неоднородностей, а l_d — линейные размеры максимально напряженной зоны образца.

В области выше наклонной линии на диаграмме рис. 139, т. е. при отношении $l_d/l_c > 10$, допустимо макроскопическое усреднение определяемых характеристик. В области диаграммы ниже наклонной линии, т. е. при отношении $l_d/l_c < 10$, желательно согласовать напряженность и сопротивление отдельных структурных элементов материала. При этом в области упругих деформаций напряжения в разных структурных элементах определяются значениями их модуля упругости; перегружается элемент, имеющий больший модуль. При возникновении пластической деформации напряжения перераспределяются и зависимости от вида кривой деформации. Очевидно, что при одинаковой структуре материал может переместиться из одной области диаграммы рис. 139 в другую в зависимости от способа нагружения, определяющего величину l_d . То же может произойти под влиянием других факторов, примеры которых приведены на диаграмме рис. 139, где направление перемещения показано стрелками.

2. РОЛЬ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Следует различать прямое и косвенное влияние, оказываемое легирующими элементами на свойства конструкционной стали. Такое разделение имеет и важное практическое значение, так как определяет принципиальную взаимозаменяемость легирующих элементов и пути, по которым следует идти для обеспечения этой взаимозаменяемости. Сама же возможность полной или частичной замены одних элементов другими в конструкционной стали имеет большое экономическое значение.

Прямым мы называем непосредственное влияние элемента на повышение им тех или иных характеристик прочности стали без ущерба или с допустимым в данной области применения понижением ее пластичности и вязкости. Сюда относится влияние легирующих элементов на прочность и пластичность феррита, а также их влияние на механические свойства стали после закалки при полной или неполной прокаливаемости и последующего отпуска до одинакового уровня твердости. Все другие направления влияния легирующих элементов, пусть даже важнейшие или решающие, в том числе их влияние на прокаливаемость, на процессы, вызывающие отпускную хрупкость или ослабляющие последнюю, на анизотропность, на связывание вредных примесей, на технологические пути достижения возможного уровня механических свойств и т. п., являются косвенными.

А. РОЛЬ ЛЕГИРОВАННОГО ФЕРРИТА

Легирующие элементы образуют твердые растворы с ферритом, увеличивая в той или иной степени его твердость и прочность в соответствии с закономерностью Ч. С. Курнакова. Ни одна из приведенных на стр. 69 причин упрочнения твердых растворов не позволяет полностью объяснить количественное влияние разных элементов на упрочнение феррита. Доля упрочнения, обусловленная статическим смещением атомов из узлов решетки, должна быть тем больше, чем больше разность атомных радиусов α -железа и элемента (см. 300). Более сильное упрочнение феррита вызывают элементы, имеющие иную решетку, чем α -железо, и элементы, растворимость которых в последнем при комнатной температуре ниже. Очевидно, что ограниченно растворяющийся элемент будет упрочнять феррит наиболее сильно, когда по условиям охлаждения сплава не успело установиться равновесное состояние и раствор является пересыщенным. Что касается прочности межатомной связи, то сопротивление отрыву в решающей степени зависит от полной прочности межатомной связи. А так как полную прочность межатомной связи в железе подавляющее большинство легирующих элементов изменяет мало, то легирование феррита должно оказывать слабое влияние на его сопротивление отрыву. Значительно сильнее должен сказываться такой фактор, как величина зерна (см. рис. 132). И действительно, в ряде исследований экспериментально установлено [127, 132, 529], что сопротивление отрыву зависит главным образом от величины зерна, а легирование не оказывает на эту характеристику заметного влияния. Легирующие элементы могут влиять на нее только косвенно в основном через величину зерна.

Сопrotивление же пластической деформации в значительной степени определяется составляющей связи, обусловленной взаимодействием ионов, а также взаимодействием групп атомов с дислокациями,

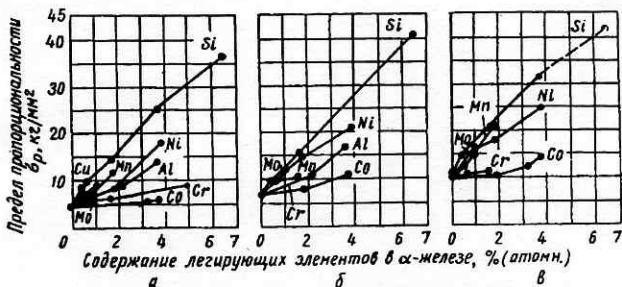


Рис. 140. Зависимость предела пропорциональности отожженного феррита от концентрации растворенного в нем легирующего элемента:

а — зерно № 0; б — зерно № 3; в — зерно № 4 и 5

вследствие чего оно должно зависеть больше от легирования, чем от величины зерна. Эти зависимости могут быть выявлены в наиболее чистом виде на сплавах, находящихся в равновесном состоянии. Поэтому в качестве иллюстрации этого положения на рис. 140 [127] приведена зависимость предела пропорциональности от содержания легирующих элементов при трех размерах зерна для отожженного феррита. Следует заметить, что, как показывают и некоторые другие факты, кремний, по-видимому, обуславливает в сплаве заметную долю ковалентной связи, что повышает предел пропорциональности и уменьшает пластичность. До некоторой степени это относится и к марганцу, но при более высоких его содержаниях.

Как видно из диаграмм истинных напряжений, приведенных для отожженного феррита на рис. 141 [127], легирующие элементы заметно увеличивают также начальный коэффициент упрочнения, характеризуемый углом наклона первого участка диаграммы к оси абсцисс (начальная ордината на каждой диаграмме равна пределу пропорциональности сплава). Наиболее сильно повышает коэффициент упрочнения кремний, уменьшающий также предельную пластичность. Так как конечный коэффициент упрочнения под влиянием легирующих элементов практически не изменяется, то изменение последними сопротивления вязкому разрушению определяется их влиянием на предельную пластичность. Поэтому кремний практически не повышает, а при большем содержании понижает сопротивление вязкому разрушению. Соответственно предел прочности феррита легирующие элементы увеличи-

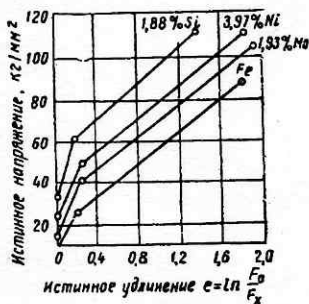


Рис. 141. Диаграммы истинных напряжений для нелегированного и легированного отожженного феррита

вают в тем большей степени, чем сильнее они повышают предел пропорциональности и коэффициент начального упрочнения.

При легировании феррита одновременно несколькими элементами упрочнение его по одним данным подчиняется закону аддитивности, а по другим данным [127] определяется тем из введенных элементов, который влияет наиболее сильно. Однако оба эти положения в наших исследованиях¹ не подтверждаются экспериментально ни для отожженного, ни для нормализованного состояния (см. рис. 142 и 152). Следует заметить, что у феррита, содержащего умеренное количество легирующих элементов, их относительное влияние в нормализованном состоянии приблизительно такое же, как и в отожженном.

Повышение прочности отожженного и нормализован-

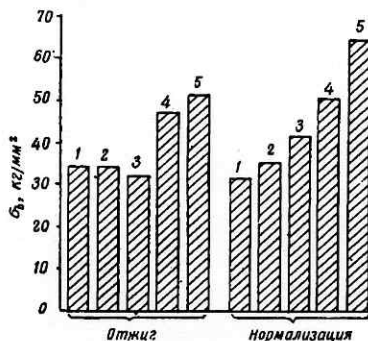


Рис. 142. Предел прочности феррита, легированного разными элементами, в отожженном и нормализованном с 975° С состоянии:

1 — 0,88% С; 2 — 0,28% Мо; 3 — 3,45% Ni,
4 — 0,89% Cr, 3,16% Ni; 5 — 0,86% Cr
3,15% Ni, 0,29% Мо

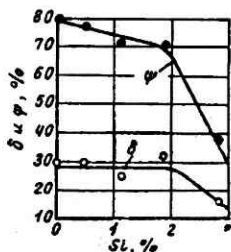


Рис. 143. Влияние кремния на пластичность феррита в нормализованном состоянии

ного феррита за счет легирующих элементов не сопровождается обычно падением его пластичности, выраженной относительным удлинением и сужением. Исключение составляет кремний, который по указанной выше предположительной причине понижает пластичность феррита, да и то особенно заметно только начиная с ~2% Si (рис. 143). Понижает пластичность также марганец, если содержание его в феррите больше 3—3,5%.

Как и следовало ожидать, влияние легирования феррита в наибольшей степени сказывается на его ударной вязкости, которая, как правило, понижается. Однако вследствие очень большой чувствительности ударной вязкости к величине зерна, способу выплавки и раскисления, а также условиям дальнейшей обработки значения ее, особенно у феррита, могут колебаться в широких пределах у одного и того же материала. В качестве иллюстрации на рис. 144 показаны вид излома. величина зерна и ударная вязкость двух образцов нелегированного литого феррита одной плавки после одинаковой термической обработки. Этим и объясняется, по-видимому, противоречивость встречающихся

¹ Исследования легированного феррита, результаты которых приводятся ниже проведены автором совместно с А. Ф. Захаровой.

ся в литературе данных, относящихся к закономерностям изменения ударной вязкости у легированного феррита.

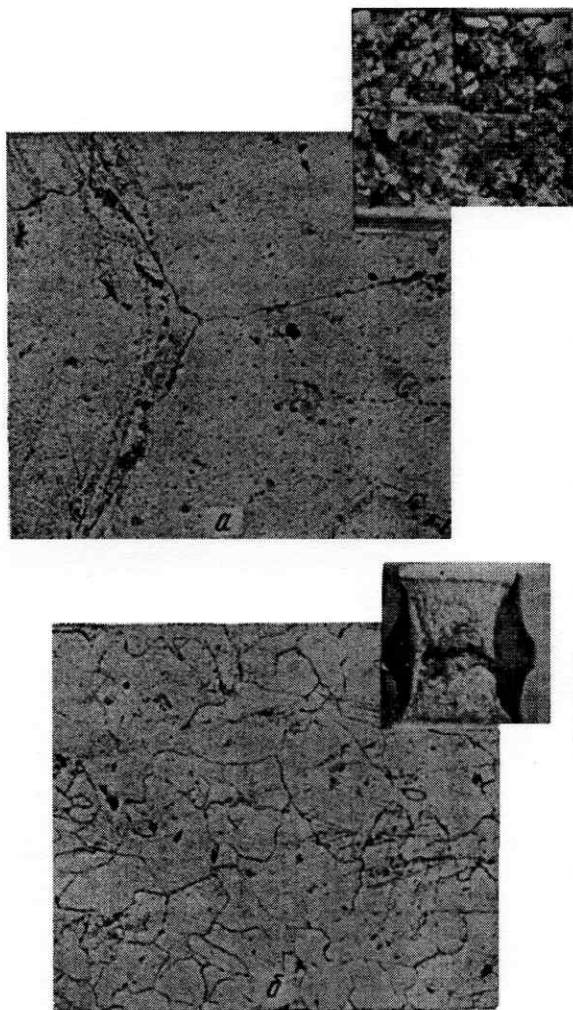


Рис. 144. Вид излома и величина зерна двух образцов (а и б) нелегированного литого феррита одной плавки. Ударная вязкость при температуре $+20^{\circ}\text{C}$:

а — $a_k = 1.0 \text{ кгм/см}^2$; б — $a_k = 24.6 \text{ кгм/см}^2$ (образец не сломался)

В еще большей степени это относится к положению критической температуры хрупкости при определении ее ударным изгибом надрезанных образцов (рис. 145). Большое влияние на значение критической

температуры, которое оказывает способ раскисления (на рис. 145, при переплавке в индукционной печи), совершенно понятно, если учесть, что кислород, как это видно из рис. 146 [522], сильно повышает критическую температуру хрупкости. На очень чистом железе наблюдалось (см. Треппшу и др. [9]) значительное повышение T_K с повы-

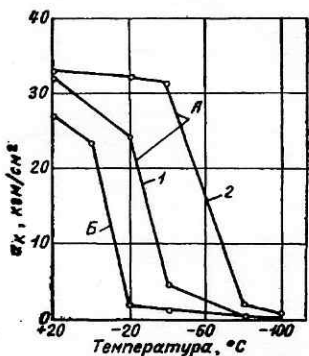


Рис. 145. Изменение ударной вязкости с температурой у литого (Б) и кованого (А) феррита:
1 и 2 — разные способы раскисления

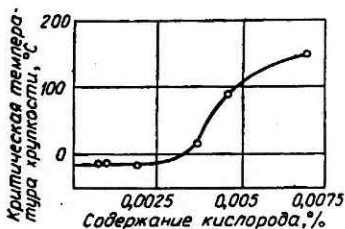


Рис. 146. Влияние кислорода на критическую температуру хрупкости феррита

шением температуры разливки, по-видимому, вследствие более крупного первичного зерна.

Направление влияния легирующих элементов на склонность феррита к хрупкому разрушению в нормализованном состоянии иллюстрируется рис. 147—152. Кремний повышает критическую температуру хрупкости, а при содержании его в количестве больше 1% резко падает и ударная вязкость при комнатной температуре. Хром приблизительно до 2% уменьшает склонность феррита к хрупкому разрушению, а при более высоком содержании действие его ослабевает и может стать отрицательным. Положительное влияние также до определенного содержания на склонность феррита к хрупкому разрушению оказывают марганец, алюминий и медь.

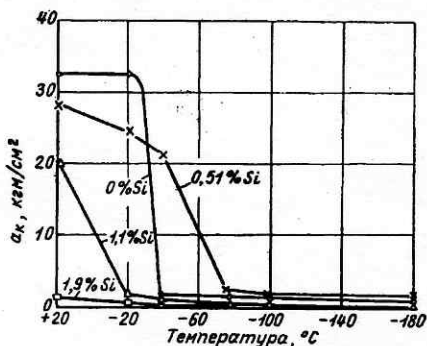
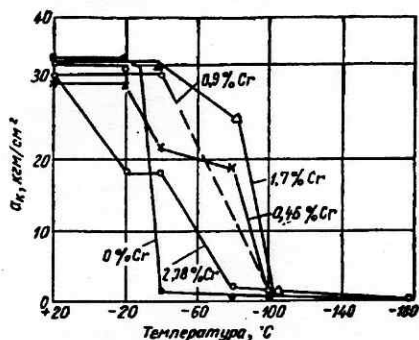


Рис. 147. Влияние кремния на склонность нормализованного феррита (кованого) к хрупкому разрушению

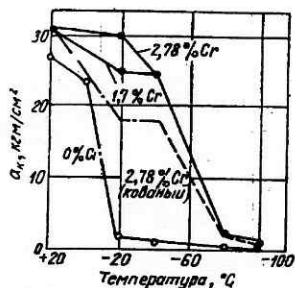
Наиболее сильно и надежно смещает критическую температуру хрупкости вниз никель, что подтверждается и опытом применения никелевых сталей. При $+20^{\circ}\text{C}$ никель несколько понижает ударную вязкость (рис. 152). С учетом этого обстоятельства и того, что другие элементы (в том числе хром) понижают критическую температуру только до определенного их содержания (а у стали—с учетом и влияния температуры отпуска, см. стр. 240),

устраняются противоречия, наблюдающиеся иногда в исследованиях разных авторов [913].

Основная закономерность влияния легирующих элементов на склонность феррита к хрупкому разрушению в настоящее время фор-



а



б

Рис. 148. Влияние хрома на склонность нормализованного феррита к хрупкому разрушению:

а — ковального; б — литого

мулируется так [530]: элементы, способствующие укрупнению зерна, а также слабо изменяющие его величину, повышают критическую температуру хрупкости и тем интенсивнее, чем сильнее повышают предел те-

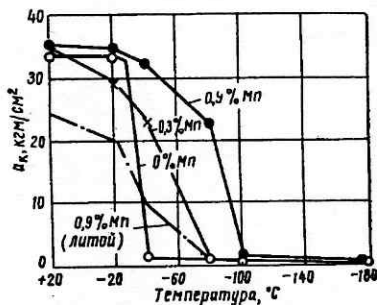


Рис. 149. Влияние марганца на склонность нормализованного феррита к хрупкому разрушению

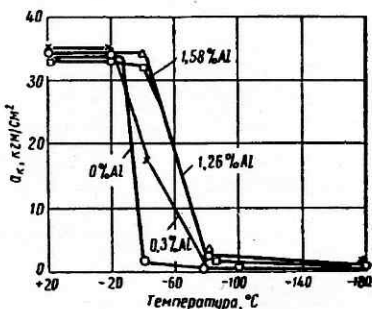


Рис. 150. Влияние алюминия на склонность нормализованного феррита (ковального) к хрупкому разрушению

кучести феррита. Элементы же, способствующие получению мелкого зерна, до некоторой концентрации понижают критическую температуру хрупкости, а затем по достижении предельного измельчения зерна их влияние должно стать обратным за счет повышения сопротивления феррита малым пластическим деформациям.

Следует иметь в виду, что относительное влияние элементов на предел текучести при низких температурах принципиально может быть

обратным их относительному влиянию на эту характеристику при комнатной температуре, так как с понижением температуры предел текучести, как видно из рис. 153 [242], повышается тем сильнее, чем ниже его исходное значение. Из схемы рис. 154 видно, что это может приве-

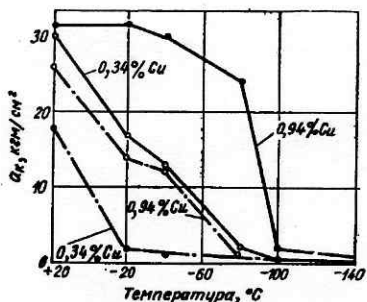


Рис. 151. Влияние меди на склонность нормализованного феррита к хрупкому разрушению:

— кованые сплавы; - - - литые сплавы

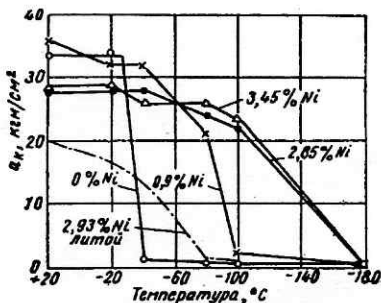


Рис. 152. Влияние никеля на склонность нормализованного феррита к хрупкому разрушению

сти при прочих равных условиях и к обратному относительному влиянию соответствующих элементов на критическую температуру хрупкости. Если учитывать и это обстоятельство, то приведенное положение о характере влияния элементов на склонность феррита к хрупкому разрушению с точки зрения механики материалов, конечно, правильно.

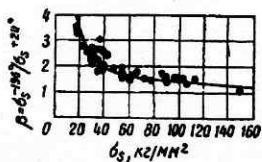


Рис. 153. Степень повышения предела текучести при температуре -196°C в зависимости от его исходного значения (при $+20^{\circ}\text{C}$)

Однако едва ли можно сомневаться в той большой роли, которую играют легирующие элементы, при одинаковых величине зерна и сопротивлении малым пластическим деформациям, в склонности феррита к хрупкому разрушению, особенно определяемой ударными испытаниями надрезанных образцов, вследствие изменений, вносимых ими в состав и строение граничного слоя зерна. Достаточно напомнить, что и сплавы с гранцентрированной кубической решеткой, в том числе на медной основе, вовсе не переходящие в хрупкое состояние, могут разрушаться хрупко уже вблизи комнатной температуры, если у них в граничном слое зерна образовалась низкопрочная фаза (стр. 272). Обогащением граничного слоя следует объяснить и сильное отрицательное влияние малых количеств углерода на критическую температуру хрупкости (рис. 155 [522]). То же относится и к влиянию кислорода (рис. 146), способствующего тому, что излом из внутрикристаллического переходит в межкристаллический.

Меньший эффект влияния элементов на склонность к хрупкому разрушению для литого феррита, чем для кованого (рис. 149, 151, 152),

также косвенно свидетельствует о том, что главная роль легирующих элементов связана с вызываемыми ими изменениями состава и структуры граничного слоя зерна. В литых сплавах скорость диффузии во много раз меньше, чем в пластически деформированных [см. также 39]. Этим можно объяснить воспроизведенный на рис. 148 факт, что у кованого феррита легирование 2,78% Сг уже усиливает склонность к хрупкому разрушению против 1,7% Сг (рис. 148, а), тогда как у литого феррита такое количество хрома еще влияет положительно (рис. 148, б).

Труднее ответить на вопрос — в чем именно заключаются изменения, вносимые легирующими элементами в состав и структуру граничного слоя зерна. Наиболее вероятными нам кажутся изменения в двух направлениях. Некоторые элементы могут увеличивать степень атомного порядка в граничном слое. Такого эффекта можно ожидать от элементов, способствующих в нормальном сплаве с железом получению γ -фазы. Другие элементы могут «очищать»

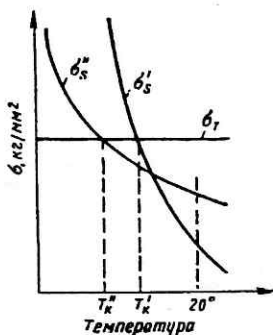


Рис. 154. Схема возможного относительного влияния легирующих элементов на предел текучести при комнатной температуре и на положение критической температуры хрупкости

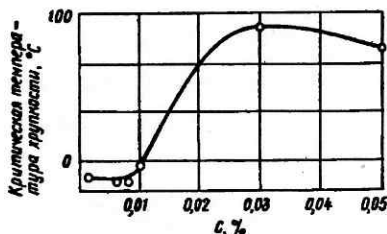


Рис. 155. Влияние малых количеств углерода на критическую температуру хрупкости железа

граничный слой зерна от примесей, главным образом от углерода и кислорода, повышающих температуру перехода в хрупкое состояние. Естественно, конечно, при этом ожидать, что положительное влияние элемента в обоих случаях должно продолжаться до тех пор, пока образуемый им самим в граничном слое твердый раствор не станет хрупким.

С изложенной точки зрения такие элементы, как никель, марганец и медь, должны понижать критическую температуру хрупкости феррита вследствие того, что они увеличивают степень атомного порядка в граничном слое. При этом медь должна давать меньший эффект, чем никель. За пределом насыщения или после определенного пересыщения медью α -раствора выпадает новая фаза, представляющая собой твердый раствор железа в меди, и система становится более хрупкой. Поэтому дальнейшее повышение содержания меди делает ее влияние отрицательным.

Эффект понижения критической температуры хрупкости марганцем, начиная с некоторого содержания его в сплаве, также должен перейти в обратный, так как высокомарганцовистая γ -фаза в отличие

от высоконикелевой сама резко понижает свою пластичность при низких температурах (стр. 271 и рис. 185). Интересно, что марганец при содержании его около 2% (см. рис. 156 [522]) парализует отмеченное выше (рис. 155) вредное влияние больших количеств углерода. Объясняется это, по-видимому, тем, что при достаточном содержании марганца в сплаве почти весь находящийся в граничном слое углерод оказывается растворенным в γ -фазе.

В отличие от никеля, марганца и меди, хром, алюминий и кремний с увеличением их содержания в сплаве все больше «ферритизируют» граничный слой зерна. При этом углерод вытесняется из граничного слоя в объем зерна. Следовательно, положительная роль таких элементов заключается, по-видимому, в том, что они «очищают» границу зер

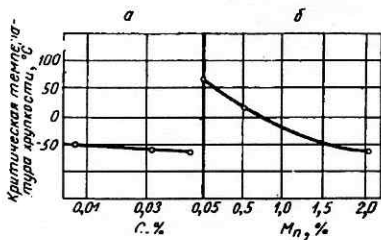


Рис. 156. То же, что на рис. 155, но при наличии в стали марганца: а — 2% Mn; б — 0,05% C

на от углерода, а некоторые из них — от кислорода. Однако твердый раствор железо — кремний сам обладает большой хрупкостью. Поэтому влияние кремния уже при сравнительно малом общем содержании его в сплаве становится отрицательным. Положительный же эффект, вызываемый хромом и алюминием, сохраняется до более высоких концентраций. На примере алюминия можно видеть, что влияние легирующих элементов на граничный слой может оказаться важнее, чем их влияние на величину зерна, так как алюминий понижает критическую температуру хрупкости еще при таких содержаниях в сплаве, когда зерно уже значительно укрупняется.

Если изложенные предположения верны, то влияние легирующих элементов на склонность феррита к хрупкому разрушению, особенно количественно, должно зависеть не только от состава сплава, но и от условий его термической обработки и скорости диффузии соответствующих элементов в твердом растворе, что согласуется с опытом.

В заключение заметим, что вопросу о влиянии легирующих элементов на склонность феррита к хрупкому разрушению мы уделили сравнительно много внимания потому, что и у стали склонность к хрупкому разрушению определяется прежде всего поведением феррита в этом направлении, как бы оно ни вуалировалось различными другими факторами. Поэтому в стали влияние легирующих элементов на эту важнейшую характеристику должно определяться теми же закономерностями и, следовательно, сохранять в основном тот же характер, что и в феррите. Результаты некоторых опубликованных по этому вопросу исследований [323, 531, 971 и др.] подтверждают, что в стали влияние легирующих элементов на склонность к хрупкому разрушению принципиально такое же, как в феррите.

В сложнолегированном феррите, как и в сложнолегированной стали, сохраняется направление влияния каждого из легирующих элементов. Однако количественно их суммарный эффект может заметно отличаться от аддитивного в соответствии с изменением энергии взаимодействия элементов с железом в случае сложного легирования. Так,

например, влияние никеля в хромоникелевом и хромоникельмолибденовом феррите или соответствующих сталях на их склонность к хрупкому разрушению обычно сильнее, чем в феррите или стали, легированных только никелем.

С точки зрения возможной роли легированного феррита в повышении прочности конструкционной стали особенно важно влияние, оказываемое легирующими элементами на механические свойства феррита в закаленном и отпущенном состоянии.

Как было указано на стр. 158, при закалке легированного феррита превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ совершается по мартенситному механизму со всеми присущими ему особенностями. При этом происходит сильное упрочнение феррита за счет совокупности изменений, происходящих в его микро- и субмикростроении. Роль легирующих элементов заключается в изменении положения мартенситной точки сплава, а роль большой скорости охлаждения — в переохлаждении γ -фазы до мартенситной точки.

Отсюда следует, что при закалке феррит должен упрочняться тем больше, чем сильнее понижают мартенситную точку содержащиеся в нем легирующие элементы. Исследования подтверждают, что наиболее сильное упрочнение двойного легированного феррита при закалке вызывают марганец, хром и никель при содержании каждого из них в количестве 3—4%. Особенно же сильно, как и следует ожидать, прочность после закалки повышается у сложнелегированного феррита, что иллюстрируется рис. 157 для предела текучести.

Из рис. 157 видно также, что предел текучести закаленного легированного феррита относительно мало понижается при последующем отпуске. Существенное падение его начинается только после $\sim 500^\circ \text{C}$. Роль легирующих элементов в этом направлении сводится к повышению ими температуры возврата и рекристаллизации феррита или начала укрупнения блоков. Поэтому наиболее заметно повышает устойчивость сплава против разупрочнения при отпуске молибден. Аналогичное влияние оказывают и другие элементы, повышающие температуру рекристаллизации феррита, например вольфрам, ванадий, ниобий и т. п. Как видно из рис. 158 для хромоникельмолибденового феррита, при отпуске до температуры около 500°C предел прочности также уменьшается сравнительно мало. Характеристики же пластичности и особенно ударная вязкость, которые и после закалки имеют высокие значения, при этом заметно повышаются.

Резкое измельчение структуры приводит к значительному повышению после закалки сопротивления легированного феррита отрыву. По величине последнее приближается к значению этой характеристики у мартенсита (см. рис. 131), у которого она понижена вследствие уменьшения углеродом прочности межатомной связи в железе. Для закаленного состояния естественно поэтому ожидать, что легирующие элементы, способствующие сильному упрочнению феррита за счет мартенситного превращения, будут повышать также и его сопротивление отрыву. Как видно из рис. 159 [127], никель, хром и марганец и особенно сочетание хрома и никеля вызывают значительное повышение сопротивления отрыву у закаленного феррита. Так как закалка увеличивает также начальный и конечный коэффициенты упрочнения, то еще сильнее за счет протекания предварительной пластической деформации в результате закалки повышается сопротивление вязкому разрушению S_R .

При последующем отпуске обе эти характеристики начинают за-

метно снижаться с началом рекристаллизации или укрупнения блоков, т. е. при температуре около 500°C . Выдержка закаленного легированного феррита при комнатной температуре в течение около 24 ч приводит к значительному повышению сопротивления вязкому разрушению $\sigma_{\text{в}}$

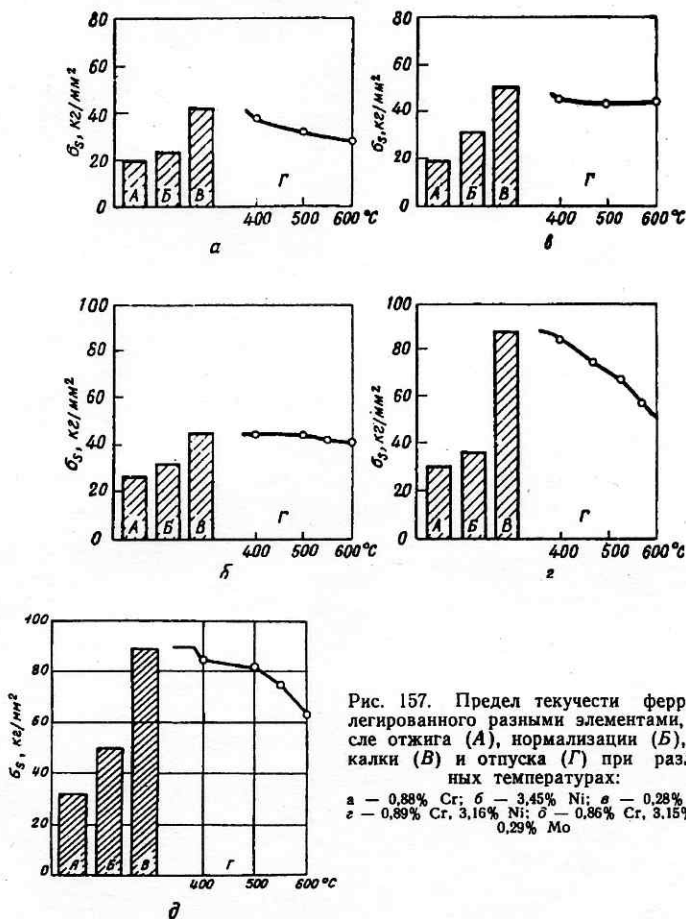


Рис. 157. Предел текучести феррита, легированного разными элементами, после отжига (А), нормализации (Б), закалки (В) и отпуска (Г) при различных температурах:

а — 0,88% Cr; б — 3,45% Ni; в — 0,28% Mo; г — 0,89% Cr, 3,16% Ni; д — 0,86% Cr, 3,15% Ni, 0,29% Mo

вследствие увеличения предельной пластичности [532]. Авторы полагают, что это явление объясняется протекающей при комнатной температуре частичной релаксацией остаточных напряжений, что уменьшает неравномерность пластического течения при растяжении.

Из всего сказанного следует, что в сложнoleгированных сталях влияние элементов, растворенных в феррите, на его прочность может быть весьма велико даже после нормализации и отжига. В улучшаемой же конструкционной стали значение пределов пропорциональности и

текучности при определенном сочетании легирующих элементов может быть приблизительно удвоено против нормализованного и утроено против отожженного состояния. При этом легированный феррит сохраняет еще высокую пластичность и вязкость.

Таким образом, роль легированного феррита в упрочнении должна быть большей в стали с неравновесной структурой. Однако эта роль становится меньше с увеличением содержания углерода в стали, так как при этом уменьшается количество феррита и количество растворенных в нем карбидообразующих элементов. Поэтому в сталях, применяющихся после нормализации или прокатки, например судострои-

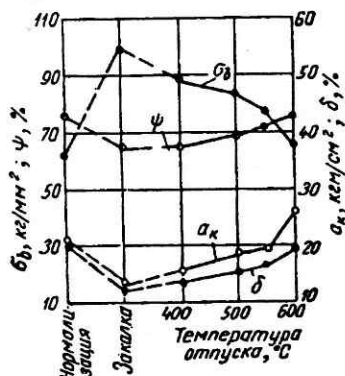


Рис. 158. Влияние закалки и отпуска на предел прочности, пластичность и вязкость феррита с 0,86% Сг, 3,15% Ni и 0,29% Мо

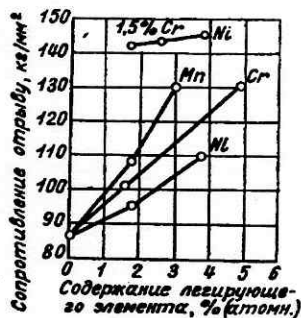


Рис. 159. Влияние некоторых элементов на сопротивление закаленного феррита отрыву

тельных и т. п., в которых содержится в 2—3 раза меньше углерода, чем в улучшаемых, по этой причине растворение элементов в феррите может играть иногда даже более важную роль, чем в улучшаемых сталях.

В связи со сказанным может возникнуть вопрос: нельзя ли вообще не вводить углерода в легированную конструкционную сталь? На самом деле введение углерода преследует по крайней мере четыре цели:

1. Дополнительное повышение прочности стали за счет карбидной фазы. Высокая прочность у феррита даже непосредственно после закалки достигается при большом содержании в нем легирующих элементов. Поэтому его прочность, отнесенная к условной «единице» количества легирующих элементов, недостаточна.

2. Возможность переохлаждения γ -фазы до мартенситной точки. Дело в том, что для достижения высоких значений характеристик прочности при закалке легированного феррита требуется большая скорость охлаждения, трудно достижимая во внутренних слоях реальных изделий сколько-нибудь значительной толщины. Углерод, следовательно, необходим для увеличения прокаливаемости за счет уменьшения скорости превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, приобретающего при этом, однако, более сложный характер и дополняемого новыми процессами.

3. При введении в сталь углерода последняя после высокого отпу-

ска имеет сорбитную основную массу, обладающую меньшей склонностью к хрупкому разрушению, чем ферритная.

4. Выплавка конструкционной стали, содержащей углерод, проще и легче, чем выплавка легированного феррита.

Однако в некоторых областях применения безуглеродистый легированный феррит может иметь определенные преимущества перед сталью, содержащей углерод. Примером могут служить изделия, в которых тонкий поверхностный слой в процессе работы нагревается до высокой температуры, близкой к плавлению, и в то же время подвергается эрозии. В этом случае углерод, находясь в поверхностном слое в твердом растворе и уменьшая прочность межатомной связи, будет способствовать вырыванию частиц из этого слоя, тогда как легирующие элементы, усиливая межатомные связи, будут влиять в обратном направлении. Другим примером могут служить стали для некоторых видов химической аппаратуры, строительные и т. п., от которых требуется очень хорошая свариваемость, сильно ухудшаемая углеродом.

Но если углерод присутствует в стали, то роль легированного феррита в повышении прочности становится меньше, и важное значение приобретают степень дисперсности, количество, форма и распределение карбидов. Состав карбидов при этом влияет только на физико-химические процессы, обуславливающие получение в конечном счете данной степени дисперсности карбидов, их количества, формы и распределения.

Б. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ ПОЛНОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Важнейшее принципиальное значение с точки зрения взаимозаменяемости легирующих элементов в конструкционной стали имеет вопрос об индивидуальном влиянии элементов на ее механические свойства в закаленном и отпущенном состоянии. При этом необходимо различать полную прокаливаемость, т. е. когда структура заготовки после закалки состоит по всему сечению из 100% или почти 100% мартенсита, и неполную прокаливаемость, когда в структуре заготовки после закалки присутствует также большее или меньшее количество немартенситных продуктов разложения аустенита.

На протяжении последних примерно 20 лет главным образом среди металлургов США утвердилось мнение, что решающее значение для механических свойств при полной прокаливаемости имеет полученная после отпуска структура, а химический состав стали практически роли не играет. Это означает, что если «мелкозернистые» конструкционные стали с одинаковым содержанием углерода после полностью мартенситной закалки отпустить до одного уровня твердости, то все они будут обладать одинаковыми характеристиками прочности, пластичности и вязкости, независимо от того, какими элементами и в каких количествах они легированы. Согласно этой концепции, за легирующими элементами признается, следовательно, только косвенная роль, проявляющаяся в их влиянии на прокаливаемость, на устойчивость мартенсита против отпуска, т. е. на значение температуры, при которой сталь должна быть отпущена для получения заданного уровня твердости, и, естественно, на процессы, обуславливающие отпускную хрупкость, анизотропность свойств и т. п.

В пользу такой или приблизительно такой концепции высказывались и высказываются [533, 620] также отдельные исследователи в Советском Союзе и некоторых других европейских странах. В частности, в свое время склонялся к такому мнению и автор данных строк. Главным доводом при этом являются результаты в основном лабораторных исследований плавок самого различного состава, представленные схематически на рис. 160. Из рисунка видно, что если пренебречь сравнительно большим рассеиванием точек (за счет обычных неточностей при измерении характеристик и влияния технологических и других факторов) и исходить из средней линии, то действительно можно прийти к выводу о почти полном отсутствии индивидуального влияния легирующих элементов.

Однако изложенную концепцию нельзя считать правильной по ряду причин. Так, из рис. 160 следует, что между твердостью и пределом текучести существует определенная постоянная для различных конструкционных сталей прямолинейная зависимость. Это едва ли возможно хотя бы потому, что предел текучести, характеризующий сопротивление начальной пластической деформации, не учитывает, следовательно, коэффициента упрочнения. Даже отношение предела текучести к твердости подбирается, как известно, отдельно для стали каждого типа. На рассеивании точек для значений σ_s безусловно сказывается также индивидуальное влияние каждого элемента на сопротивление ферритной основной массы малым пластическим деформациям.

Второе положение, противоречащее рассматриваемой концепции, заключается в том, что область рассеяния характеристик пластичности слишком широка. Это видно из рис. 161, заимствованного из исследований Е. Яницкого и М. Байерц [см. 89], впервые выдвинувших и, с их точки зрения, экспериментально обосновавших описываемую концепцию. Конечно, из этого рисунка непосредственно не следует, что причина рассеяния значений относительного сужения, особенно при значениях твердости по Бринелю $\sim 350 \text{ кг/мм}^2$, заключается в индивидуальном влиянии легирующих элементов. Однако именно такой вывод следует из рис. 162 [534], на котором приведены данные для большого количества плавок различного состава и способа изготовления. Из рис. 162 видно также, что наиболее часто встречающиеся в конструкционной стали элементы по их повышающему влиянию на относительное сужение стали при данном значении ее предела прочности располагаются в определенной последовательности.

В еще большей степени это относится к ударной вязкости. У сталей, легированных различными элементами, при комнатной температуре мы наблюдали значительно больший разброс значений ударной вязкости, чем относительного сужения. Из рис. 163 [534] видно, что хромомолибденовая сталь I (мартеновская плавка) и марганцевованадиевая

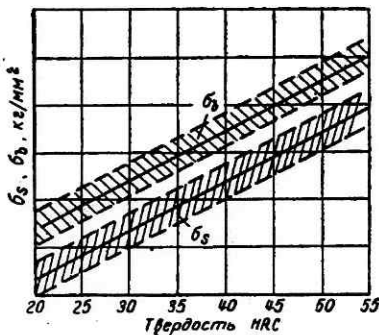


Рис. 160. Схема изменения предела текучести и предела прочности в зависимости от твердости при полной прокаливаемости

сталь 2 (электроплавка) имеют совершенно одинаковую прокаливаемость, определяемую методом торцевой закалки. В то же время наиболее часто встречающиеся значения ударной вязкости при комнатной температуре и при данном значении предела прочности у стали плавки 2 приблизительно в два раза ниже, чем у стали плавки 1.

Для индивидуального влияния легирующих элементов на склонность к хрупкому разрушению закаленной и отпущенной стали в основном сохраняются те же закономерности, что и для легированного феррита. Наиболее сильно и надежно склонность к хрупкому разрушению закаленной и отпущенной стали также уменьшает никель, хотя ударную вязкость при комнатной

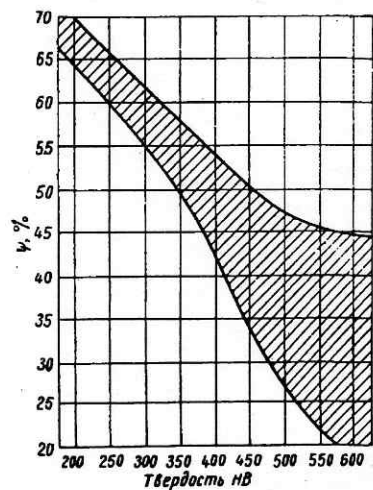


Рис. 161. Область рассеяния значений относительного сужения стали в зависимости от твердости при полной прокаливаемости

температуре он и в стали, как и в легированном феррите (см. рис. 152), часто понижает.

Для иллюстрации в табл. 21 [531] сопоставлены по склонности к хрупкому разрушению хромомарганцевомолибденовая и две хромони-

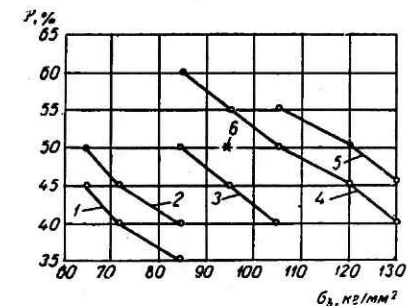


Рис. 162. Соотношение между пластичностью и пределом прочности у сталей, легированных разными элементами: 1 — нелегированные качественные стали; 2 — то же, высококачественные стали; 3 — стали, легированные марганцем; 4 — то же, хромом и молибденом; 5 — то же, хромом, никелем и молибденом; 6 — то же, хромом

ТАБЛИЦА 21

СКЛОННОСТЬ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ХРОМОМАНГАНЦЕВОМОЛИБДЕНОВОЙ И ХРОМОНИКЕЛЬМОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА ДО ТВЕРДОСТИ 217—235 кг/мм²

(остальные свойства были приблизительно одинаковые)

Номер	Содержание основных элементов, %					Ударная вязкость, кг/см ² , при температуре, °С				
	C	Mn	Cr	Mo	Ni	+20	-75	-125	-150	-180
1	0,28	1,45	1,4	0,39	—	14,5	8,1	1,8	0,4	0,4
2	0,24	—	1,09	0,39	1,65	14,6	12,7	8,5	4,5	2,3
3	0,26	—	1,58	0,39	4,01	14,1	12,6	10,9	8,6	7,0

кельмолибденовые стали. Но при переходе от легированного феррита к стали следует считаться с тем, что углерод даже в узких пределах сильно повышает критическую температуру хрупкости, как это можно видеть, например, из рис. 164 [419].

Интересно отметить, что и сторонники концепции взаимозаменяемости элементов в случае полной прокаливаемости склонны считать никель исключением [536, 620]. Независимо от этого отдельные исследователи и в США (в частности, Френч) высказывают мнение, что следует пересмотреть эту концепцию и изыскивать новые составы конструкционных сталей, исходя не только из одной лишь прокаливаемости.

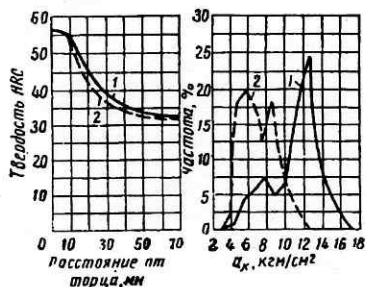


Рис. 163. Ударная вязкость при одинаковой прокаливаемости и одинаковом пределе прочности ($\sigma_b = 90$ — 105 кг/мм²) у двух различно легированных сталей

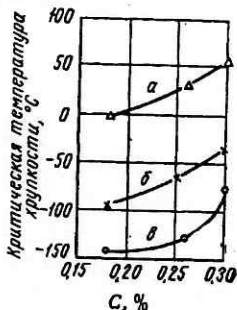


Рис. 164. Зависимость критической температуры хрупкости от содержания углерода у стали с 3,06—3,25% Сг, 0,17—0,26% Ni, 0,52—0,56% Мо, 0,012—0,015% N при структуре: а — перлит; б — отпущенный бейнит; в — отпущенный мартенсит. Отпуск до $\sigma_b = 70$ кг/мм²

Возможность достижения заданного уровня прочности при более высокой температуре отпуска, обеспечиваемая введением в сталь определенных легирующих элементов или их сочетаний, также представляет самостоятельный интерес. В частности, чем выше температура отпуска, тем полнее снимаются остаточные напряжения и тем больше можно удалиться от «опасного» интервала температур, в котором наблюдается необратимая отпускная хрупкость.

Вместе с тем исследования индивидуальной роли легирующих элементов еще нельзя считать законченными. Следовало бы изучить влияние элементов на другие критерии склонности стали к хрупкому разрушению, кроме критической температуры хрупкости, главным образом на сопротивление распространению трещины и чувствительность в надрезу. На положение критической температуры хрупкости, кроме легирования, сильно влияет и ряд других факторов: содержание углерода (см. рис. 164), величина зерна, предел прочности и др. А так как выдержать в каждом случае строгое постоянство всех факторов очень трудно, то это не может не сказаться на доводах как сторонников, так и противников концепции взаимозаменяемости легирующих элементов.

Практический интерес представляет влияние, оказываемое легирующими элементами на механические свойства стали не только после высокого, но и после низкого и частично после среднего отпуска.

Предел прочности стали, как и ее твердость, в низкоотпущенном состоянии определяется в основном содержанием углерода (см. стр. 191) и от легирующих элементов практически не зависит. Коэффициент упрочнения, как было установлено экспериментально [132], после низкого отпуска также практически не зависит от легирования и определяется содержанием углерода в твердом растворе. Но, как известно, из диаграммы истинных напряжений получается приближенное соотношение

$$S_k = \sigma_b + De,$$

где S_k — сопротивление разрушению;
 D — коэффициент упрочнения;
 e — предельная пластичность.

Отсюда следует, что под влиянием легирующих элементов сопротивление разрушению у низкоотпущенной стали может изменяться главным образом за счет изменения предельной пластичности. Поэтому влияние легирующих элементов на предельную пластичность низкоотпущенной стали приобретает важное значение.

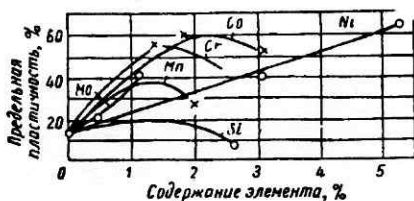


Рис. 165. Влияние легирующих элементов на предельную пластичность низкоотпущенной стали

Установлено [200, 132], что предельную пластичность закаленного и отпущенного при 200° С феррита все легирующие элементы понижают, причем, как и следовало ожидать, наиболее сильно в этом на-

правлении влияет кремний, а затем марганец. В стали же, отпущенной после закалки при 200° С, как видно из рис. 165 [132], только кремний до ~2% не изменяет, а затем понижает предельную пластичность. Никель и молибден все время повышают пластичность, а остальные элементы повышают ее до некоторого содержания, а затем понижают, но значения предельной пластичности долго еще остаются выше, чем у углеродистой стали. Основную причину иного влияния легирующих элементов на пластичность стали по сравнению с ферритом авторы видят в том, что элементы изменяют однородность структуры низкоотпущенной стали, т. е. однородность распределения углерода в мартенсите, и концентрацию углерода в растворе.

У низкоотпущенной стали критическая температура хрупкости обычно несколько ниже (хотя абсолютная величина ударной вязкости меньше), чем у высокоотпущенной [207]. Это объясняют [132] более высоким сопротивлением отрыву у низкоотпущенной стали (рис. 131). Однако немаловажно и то обстоятельство, что у низкоотпущенной стали предел текучести при комнатной температуре значительно больше, чем у высокоотпущенной. Вследствие этого значения его с понижением температуры, как правило, повышаются медленно, что в соответствии с рис. 154 также должно понизить критическую температуру хрупкости. Учитывая ход изменения предела текучести с понижением температуры, можно лучше объяснить и то обстоятельство, что относительное влияние легирующих элементов в низкоотпущенной стали может несколько измениться по сравнению с высокоотпущенной. Так, например, после от-

пуска при 200° С легированные хромом стали по значению ударной вязкости при температуре жидкого азота несколько превосходят и во всяком случае не уступают отпущенным при 200° С никелевым сталям [207], тогда как после отпуска при 625—650° С последние оставляют хромистые стали далеко позади. У легированных кремнием сталей в низкоотпущенном состоянии критическая температура хрупкости также ниже, чем после высокого отпуска.

Но значительную роль в свойствах низко-, а также среднеотпущенной стали играет остаточный аустенит. Неоднократно высказывались предположения о повышении остаточным аустенитом пластичности низкоотпущенной стали. Но тогда считали, что в низколегированной конструкционной стали остаточного аустенита вообще не может быть. В последние же годы чувствительными методами было показано [537], что заметные количества остаточного аустенита после закалки получаются не только в низколегированной, но и в простой углеродистой стали, содержащей всего около 0,2% С. Новые исследования показывают, что наличие в низкоотпущенной стали остаточного аустенита и, следовательно, легирующих элементов, способствующих увеличению его количества, имеет в основном отрицательные последствия. Главное из них заключается в значительном понижении предела текучести уже при небольшом количестве остаточного аустенита. Разложение остаточного аустенита в бейнит при отпуске выше 200° С или превращение его в мартенсит при глубоком охлаждении до отпуска приводит соответственно к повышению предела текучести. Другие характеристики прочности также понижаются остаточным аустенитом, а после среднего отпуска, приводящего к разложению аустенита, характеристики прочности тем хуже, чем больше количество его, полученное после закалки. При одинаковом исходном количестве аустенита лучшими характеристиками прочности обладает структура бейнита, получаемого после отпуска при 300—325° С [538].

Характеристики пластичности под влиянием остаточного аустенита, как правило, также понижаются. Это считают следствием превращения аустенита в неотпущенный мартенсит при пластическом деформировании стали в процессе испытания. В частности, после отпуска при 200° С, когда мартенсит сам уже приобретает достаточную пластичность, аустенит уменьшает предельную пластичность стали и соответственно ее сопротивление разрушению. Таким образом, предположение, что остаточный аустенит является причиной повышенной пластичности низкоотпущенной стали, экспериментально не подтверждается.

В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ НЕПОЛНОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Если в случае полной прокаливаемости стали индивидуальное влияние легирующих элементов на ее механические свойства многими исследователями еще отрицается, то в случае неполной прокаливаемости, т. е. когда наряду с мартенситом в структуре закаленной стали присутствуют и немартенситные продукты разложения аустенита, индивидуальная роль элементов ни у кого не вызывает сомнений. Между тем получить чисто мартенситную структуру по всему сечению заготовки трудно и практически очень редко удается, причем с увеличением размера сечения эти трудности возрастают.

Дело в том, что влияние легирующих элементов только тогда полностью сказывается на прокаливаемости, когда они при температуре закалки полностью находятся в растворе. Для достижения же этого необходимо сталь нагревать перед закалкой до температур, лежащих значительно выше верхней критической точки, особенно если она содержит карбидообразующие элементы — хром, молибден, ванадий, вольфрам и др. Однако такое повышение температуры закалки почти всегда ведет к заметному, а иногда и резкому падению ударной вязкости (точнее, к повышению склонности к хрупкому разрушению) стали после отпуска и усиливает проявление аномалий в изменении ударной вязкости при отпуске [207].

Это связано главным образом с укрупнением зерна, хотя в некоторых случаях, особенно при высоком отпуске, может иметь место и дополнительное падение ударной вязкости, вызванное выделением при отпуске какой-либо фазы, которая вследствие высокой температуры нагрева была более полно переведена в раствор при закалке. Поэтому вредное влияние повышения температуры закалки будет выражено сильнее у стали, обладающей большой склонностью к росту зерна, но принципиально оно в большей или меньшей степени наблюдается и в стали, легирующей значительным количеством карбидообразующих элементов, препятствующих росту зерна.

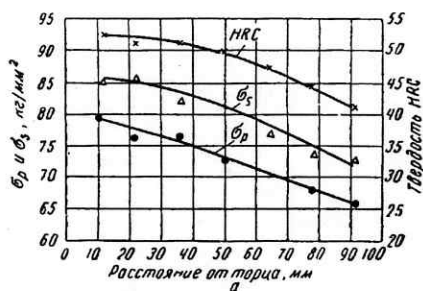
Таким образом, влияние легирующих элементов в направлении повышения прокаливаемости конструкционной стали может быть использовано только до известного предела. Полному использованию легирующих элементов препятствует также и то, что введение их в повышенном количестве по мере увеличения сечения заготовки усиливает опасность образования трещин при водяной закалке. Такую заготовку необходимо закалывать в масле или в двух средах и т. п., а это сильно снижает эффективность легирующих элементов. Наконец, очень часто приходится руководствоваться экономическими и дополнительными соображениями, не позволяющими применять тот или иной элемент в количестве, достаточном для обеспечения полной прокаливаемости.

Индивидуальное влияние легирующих элементов на механические свойства конструкционной стали при неполной прокаливаемости исследовано еще мало. Объясняется это тем, что прежде всего необходимо было изучить влияние количества и характера немартенситных продуктов разложения аустенита на механические свойства стали. Поэтому в настоящее время можно исходить из того, что качественное влияние элементов на механические свойства, в том числе на склонность к хрупкому разрушению отпущенных немартенситных структур, в основном такое же, как и на свойства отпущенной мартенситной структуры. Качественное же влияние элементов в первом случае заметно сильнее [461]. В частности, никель при немартенситных структурах еще сильнее понижает критическую температуру хрупкости.

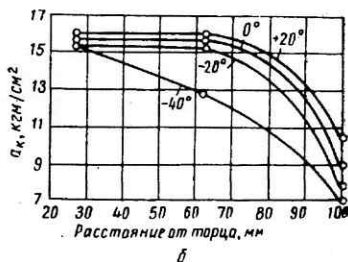
Что касается влияния количества и характера немартенситных структур на механические свойства, то наиболее достоверны результаты, полученные в работах, в которых прокаливаемость была изолирована как фактор. Это может быть достигнуто в основном тремя способами: 1) закаливая образцы одинакового, желательного малого диаметра с разными скоростями охлаждения; 2) вырезая испытываемые образцы из заготовки для торцовой закалки перпендикулярно ее оси на различном расстоянии от охлаждаемого водой торца, для чего, например, в методе А. Л. Немчинского (стр. 170), предусмотрен образец диаметром

60 мм; 3) получая немартенситные структуры путем изотермического разложения аустенита при разных температурах.

В исследованиях автора и Л. П. Копп первый способ, заключающийся в том, что образцы диаметром 22 мм закаливались на разные

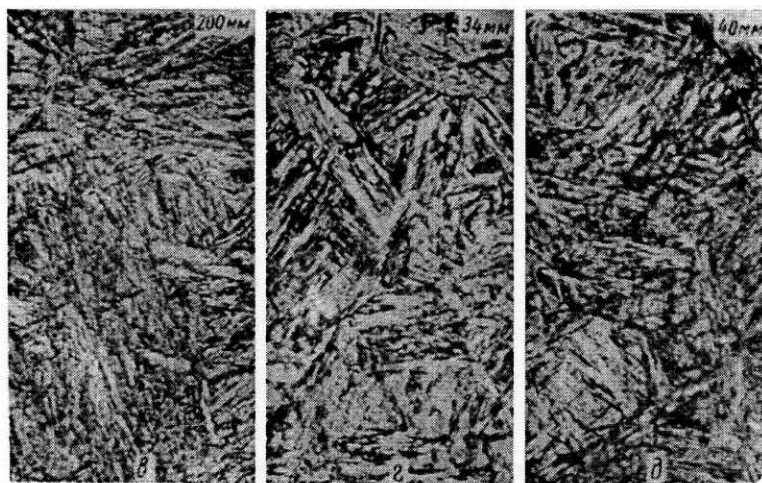


Твердость измеряли непосредственно после закалки



Испытания проводили при различных температурах

Рис. 166. Изменение свойств стали 35ХНЗМ с увеличением расстояния от охлаждаемого водой торца. Сталь подвергалась закалке и отпуску при 600° С.



Микроструктура центра образца (до отпуска) на разном расстоянии от охлаждаемого водой торца. $\times 500$

уровни твердости в бомбах различных диаметров из мягкой стали [139], дал удовлетворительные результаты. Однако более достоверные и надежные данные удалось получить в последующих исследованиях, в которых был использован второй способ. Заготовки диаметром 70 мм и длиной 170 мм из сталей разной легированности ввинчивались в блок диаметром 150 мм и высотой 150 мм, замедлявший охлаждение «горячего» конца. Торце заготовки, нагретой вместе с блоком до температуры закалки, охлаждался струей воды. После измерения твердости

вдоль оси образец подвергали высокому отпуску; затем из заготовки вырезали поперечные разрывные и ударные образцы на различном расстоянии от охлаждавшегося водой торца.

Из рис. 166, а видно, что предел пропорциональности и предел текучести падают с увеличением расстояния от охлаждаемого водой торца, но заметное падение начинается после ~ 35 мм. Насколько можно судить по микроструктуре на рис. 166, в, это соответствует ~ 10—15% бейнита. С этого же расстояния начинается и падение ударной вязкости при -40° С (рис. 166, б), тогда как значения ее при более высоких температурах испытания остаются постоянными до ~ 60 мм. Относительное удлинение и сужение также остаются постоянными на расстоянии до 60 мм. Как видно из рис. 167, то же относится к хромоникелевой стали 25ХН4, отпущенной при 650° С, с той лишь разницей, что здесь заметное падение свойств начинается при большем количестве бейнита (рис. 167, в). Сопротивление разрыву S_R падает особенно сильно после ~ 35 мм (рис. 167, б). Во всех этих случаях перлитных структур после закалки не наблюдалось.

В хромокремнемарганцовистой стали 35ХГС, отпущенной при 660° С, предел пропорциональности, предел текучести и сопротивление разрушению с увеличением расстояния от охлаждаемого водой торца падают приблизительно так же (рис. 168, а), но ударная вязкость резко понижается и при комнатной температуре (рис. 168, б). Объясняется это тем, что в данной стали немартенситные продукты разложения аустенита представляют собой перлитно-трооститно-ферритные структуры, что иллюстрируется примерами, приведенными на рис. 168, в.

Дополнительно в табл. 22 приведены для двух хромоникельмолибденовых сталей значения ударной вязкости при низких температурах, полученные на продольных образцах, изготовленных из центральной части заготовок разного диаметра. Все заготовки были одновременно закалены в масле с 860° С (выдержка 4 ч), а затем отпущены при 520° С в течение 10 ч и охлаждены в воде. Из табл. 22 видно, что у

ТАБЛИЦА 22

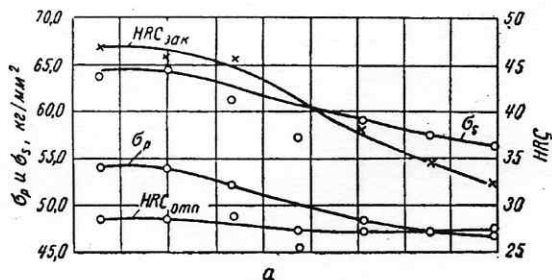
УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ (ПОСЛЕ ОТПУСКА ДО ОДИНАКОВОЙ ТВЕРДОСТИ)
Cr-Ni-Mo СТАЛЕЙ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ. ОБРАЗЦЫ 1 МЕНАЖЕ, ПРОДОЛЬНЫЕ

Сталь	Диаметр заготовки мм	Твердость RC		Ударная вязкость a_K , кгм/см ² , при температуре, °С				
		после закалки	после отпуска	+20	0	-50	-100	-180
А ²	30	49,5	39,0	5,0	4,6	3,3	2,4	1,8
	60	48,5	41,0	4,1	4,2	2,9	2,6	1,8
	100	45,5	40,0	4,2	3,9	3,7	2,3	0,6
	150	40,0	38,5	4,4	4,0	3,7	2,8	0,7
Б ²	30	52,5	38,0	7,4	7,3	6,3	5,3	3,0
	60	51,5	39,5	6,3	6,7	5,8	4,7	3,9
	100	50,5	37,5	6,8	6,8	5,5	4,7	4,1
	150	46,5	36,5	5,1	4,6	4,4	3,9	0,8

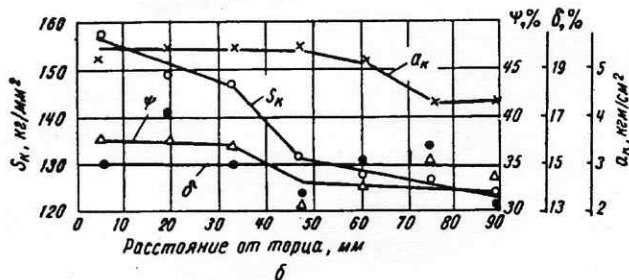
¹ Каждая точка — среднее для трех образцов.

² Состав: 0,31% С, 0,38% Mn, 0,30% Si, 0,036% S, 0,021% P, 1,12% Cr, 2,75% Ni, 0,27% Mo.

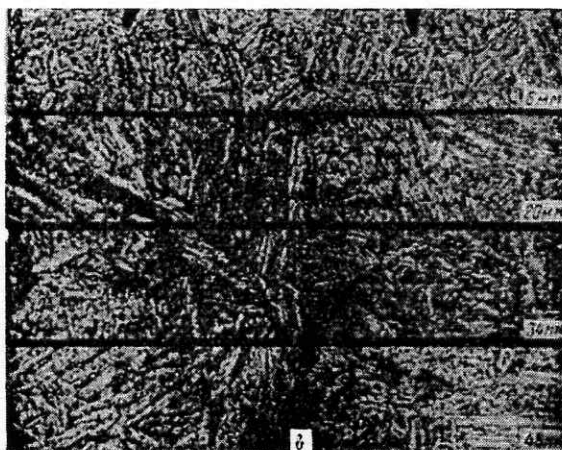
³ Состав: 0,36% С, 0,63% Mn, 0,41% Si, 0,023% S, 1,18% Cr, 1,67% Ni, 0,23% Mo, 0,023% P.



HRC_{зак} — твердость после закалки
HRC_{отп} — твердость после отпуска

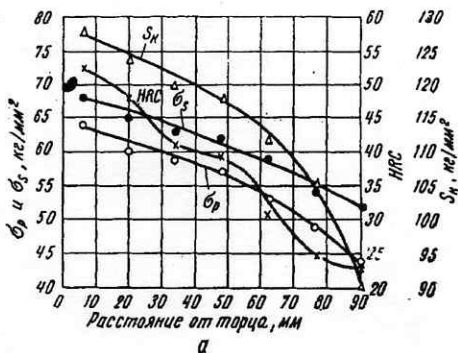


Испытания проводили при комнатной температуре

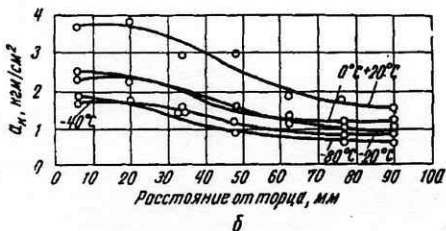


Микроструктура центра образца на разном расстоянии от охлаждаемого водой торца (до отпуска). $\times 500$

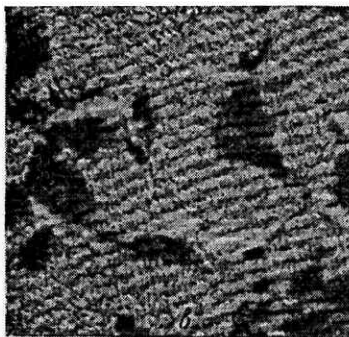
Рис. 167. Изменение свойств стали 25XН4 с увеличением расстояния от охлаждаемой водой торца. Сталь подвергалась закалке и отпуску при 650°C .



Твердость измерялась непосредственно после закалики



Испытания проводились при различных температурах



62 мм



76 мм

Микроструктура центра образца на разном расстоянии от охлаждаемого водой торца (до отпуска). X500

Рис. 168. Изменение свойств стали 35ХГС с увеличением расстояния от охлаждаемого водой торца. Сталь подвергалась закалке и отпуску при 600°С

стали А значительное падение ударной вязкости при переходе от заготовок диаметром 30 и 60 мм к заготовкам диаметром 100 и 150 мм наблюдается только при температуре -180°C . У стали Б заметное падение ударной вязкости наблюдается только при переходе к заготовкам диаметром 150 мм, но зато уже при комнатной температуре, хотя резкое падение a_k и у этой стали наступает только при -180°C .

Эти опыты позволяют считать допустимым без заметного ущерба для свойств высокоотпущенной стали, даже если она предназначена для изделий ответственного назначения, наличие в ее структуре после закалки до 10—15% бейнита, особенно «нижнего». Получение же перлитно-трооститных структур после закалки для стали ответственного назначения недопустимо, а для менее ответственных целей допустимо лишь в небольших количествах — до $\sim 10\%$.

Наш вывод о том, что некоторое количество бейнита после закалки допустимо, в основном подтверждается и исследованиями [154], показавшими, что бейнит, присутствуя в структуре закаленной стали до $\sim 10\%$, практически не влияет на значения ее ударной вязкости (по крайней мере при комнатной температуре) и других характеристик после отпуска в интервале $500\text{—}600^{\circ}\text{C}$. Эти положения согласуются также с результатами исследований [218], в которых фактор прокаливаемости был изолирован от других за счет того, что немартенситные продукты получались путем изотермического разложения аустенита при разных температурах. Позднее и в работах американских исследователей [540] была установлена допустимость $\sim 10\%$ немартенситных продуктов. Если же их количество составляло около 30%, то у всех исследованных сталей свойства ухудшались в тем большей степени, чем менее легирована сталь и выше температура, при которой были получены немартенситные продукты разложения аустенита. На коэффициент упрочнения количество и характер немартенситных продуктов не влияли, а понижение сопротивления разрушению было следствием уменьшения предельной пластичности.

В настоящее время рекомендуют [402] вообще избегать получения при закалке немартенситных продуктов даже нижнего бейнита только в изделиях, работающих в особо тяжелых условиях динамической нагрузки.

Структура, состоящая полностью из «нижнего» бейнита, после высокого отпуска до одинаковой прочности имеет (сравни рис. 174 и 200) более высокую критическую температуру хрупкости, чем отпущенный мартенсит. После низкого отпуска такая структура, имея несколько меньшие значения предела текучести и предела прочности, обладает более высокими характеристиками пластичности и вязкости, чем отпущенный мартенсит. Поэтому «нижний» бейнит в количестве 90—100% не только допустим, но для изделий, применяющихся в низкоотпущенном состоянии, может обеспечить одно из лучших сочетаний характеристик прочности, пластичности и вязкости.

Ударная вязкость даже высокоотпущенной стали значительно падает, если в структуре после закалки наряду с мартенситом было получено некоторое количество феррита, располагающегося обычно по границам зерен, где начинается разложение аустенита. Такая структура, наблюдавшаяся автором и Л. П. Копп после закалки у хромокремнемарганцевистой стали 35ХГСА, приведена на рис. 169 (феррит показан стрелками). Многочисленные практические наблюдения также свидетельствуют о том, что наличие даже небольшого количества феррита в

высокоотпущенной стали вызывает падение ее ударной вязкости, особенно заметное при пониженных температурах испытания.

Такое влияние феррита мы объясняем тем, что он имеет сравнительно низкое сопротивление отрыву вследствие разрушения по плос-

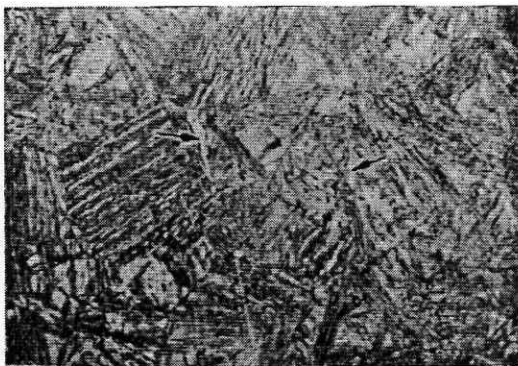


Рис. 169. Феррит (показан стрелками) в структуре закаленной хромокремнемарганцовистой стали 35ХГС. $\times 500$

костям спайности. В данном случае сопротивление феррита отрыву дополнительно понижается из-за сильного наклепа сжатием между зернами более твердой и прочной структурной составляющей. В связи с этим вредное влияние выделений феррита на ударную вязкость должно сказываться особенно сильно в низкоотпущенной стали, где основная масса, между зернами которой зажат феррит, представляет собой обладающий весьма высокой твердостью и большим удельным объемом мартенсит. Это и в действительности наблюдалось в ряде исследований (см., например, [232]). Разрушение образцов с мартенситно-ферритной структурой (как при динамических, так и при статических испытаниях) также происходит обычно по ферриту, как это видно, в частности, из рис. 170 [232].



Рис. 170. Микрофотография ударного образца с мартенситно-ферритной структурой. Излом проходит по ферриту. $\times 300$

Можно полагать, что наличие перлитно-ферритных структур должно усиливать склонность стали к хрупкому разрушению и в том случае, если они были получены не непосредственно при закалке, а в результате разложения остаточного аустенита при высоком отпуске. Так, на стали 25ХНМА было показано [542], что в случае получения в ней после закалки 8—9% остаточного аустенита ударная вязкость при комнатной температуре после отпуска при 630°С практически не понижалась. Критическая же температура хрупкости

повышалась ~на 80° С по сравнению с той же сталью, но в которой количество остаточного аустенита после закалки не превышало 4%. Одновременно резко уменьшалась доля волокнистой составляющей в изломе с понижением температуры.

Получение при закалке стали немартенситных структур, что приводит не только к падению ее ударной вязкости после отпуска, но и к тому, что излом вместо волокнистого приобретает полностью или частично кристаллическое строение, особенно нежелательно для некоторых изделий, подверженных значительным динамическим нагрузкам, тем более если они должны работать и при пониженных температурах. Ряд исследований [170] позволяет заключить, что в легированных конструкционных сталях, в которых разложение аустенита в перлитной области предотвращено, опасность получения кристаллического излома после высокого отпуска связана с бейнитной прокаливаемостью. Для каждой стали при данных условиях ее термической обработки и испытания существует условная «критическая скорость охлаждения» v_k , ниже которой появляется кристаллический излом, а также своя условная «критическая температура» t_k , до которой необходимо при закалке охлаждать сталь со скоростью не ниже критической для того, чтобы предотвратить появление кристаллического излома после последующего высокого отпуска. Значение критической температуры зависит от условий испытания, в первую очередь от температуры. При «мягких» условиях испытания t_k лежит выше мартенситной точки M , при «жестких» условиях испытания она совпадает с мартенситной точкой M .

Другими словами, чтобы при условиях, благоприятствующих хрупкому разрушению (например, при пониженной температуре), получить волокнистый излом в стали, подвергавшейся высокому отпуску, необходимо после закалки иметь чисто мартенситную структуру. При комнатной же и более высокой температурах испытания можно получить волокнистый излом и в том случае, когда после закалки получается некоторое количество «нижнего» бейнита. Следовательно, для каждой стали должен существовать «критический диаметр», понимаемый как диаметр заготовки, до которого при охлаждении в заданной среде еще получается после высокого отпуска волокнистый излом.

Очевидно, что для крупных локовок, обрабатываемых «на волокно», необходимо иметь сталь, легированную элементами, повышающими не столько перлитную, сколько бейнитную прокаливаемость. С точки зрения получения волокнистого излома иногда оказывается полезным с целью увеличения устойчивости аустенита за счет более полного растворения карбидов несколько повысить температуру закалки [170]. Однако в том случае, когда скорость охлаждения при закалке достаточна для подавления разложения аустенита и в перлитной, и в промежуточной области даже при неполном растворении карбидов, предпочтительнее и здесь нагревать сталь для закалки до более низкой температуры.

3. АНОМАЛИИ ИЗМЕНЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ОТПУСКЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Однозначное повышение ударной вязкости, а также пластичности, которого следует ожидать в результате разложения мартенсита при отпуске конструкционных сталей, главным образом легированных, мо-

жет быть нарушено аномалиями, заключающимися в относительном падении этих характеристик.

В настоящее время известно несколько таких аномалий. Из них две, представляющие общий интерес, мы будем называть основными. Другие же аномалии наблюдаются в отдельных частных случаях, для которых они и должны учитываться. Мы будем называть их частными аномалиями.

Частные аномалии могут наблюдаться в разных интервалах температур, в том числе и в таких, которые, совпадая с интервалом обратимой отпускной хрупкости, не будут в то же время связаны с ней.

Первая из основных аномалий наблюдается обычно при отпуске в интервале температур 200—400° С. В дальнейшем мы будем называть ее необратимой хрупкостью, так как, будучи устранена отпуском при температуре выше ~400° С, она может возникнуть снова только после повторения закалки. Аналогичная по своему проявлению и, по-видимому, по своей природе аномалия в некоторых сталях может иметь место при более высоких температурах отпуска, чаще всего в интервале 450—550° С. Иногда ее называют необратимой хрупкостью второго вида.

Вторая основная аномалия наблюдается в случае медленного охлаждения стали с температуры отпуска, лежащей в интервале 450—650° С, или продолжительной выдержки в этом интервале температур. В дальнейшем мы будем ее называть либо обратимой хрупкостью, либо отпускной хрупкостью. Первое название оправдывается тем, что после устранения при отпуске выше 650° С эта аномалия возникает снова после медленного охлаждения или длительной выдержки в опасном интервале температур. Под названием же отпускная хрупкость это явление обычно фигурирует в литературе и в заводской практике.

В американской литературе последних лет различают [см. 521] два вида хрупкости при отпуске: низкотемпературную, развивающуюся в интервале от 400° С (и даже 375° С) до 550° С, и высокотемпературную, развивающуюся нормально при температуре от 570—600 до 700° С (вообще до критической точки). Однако при выдержке в интервале 550—600° С и после непрерывного охлаждения с высокой температуры отпуска оба вида хрупкости могут накладываться друг на друга. Высокотемпературная хрупкость в отличие от низкотемпературной не поддается исправлению.

А. НЕОБРАТИМАЯ ХРУПКОСТЬ ПРИ ОТПУСКЕ

Основное проявление необратимой хрупкости заключается в том, что при среднем отпуске, а именно в интервале температур 200—400° С, ударная вязкость, определяемая при комнатной температуре, падает (рис. 171). Как установлено исследованиями последних лет, и в данном случае речь идет о смещении вверх критической температуры хрупкости. Так, из рис. 172 [543] видно, что ударная вязкость, определенная при +150° С, не дает описываемой аномалии. С другой стороны, относительное сужение, которое при комнатной температуре не реагирует на процессы, вызывающие необратимую хрупкость, при температуре жидкого азота, как видно из рис. 173 [544], дает такой же резко выраженный минимум, как и ударная вязкость. Наконец, на рис. 174 [546] можно видеть и прямое смещение вверх критической температуры хрупкости у

стали, отпущенной в области необратимой хрупкости. То же наблюдается при увеличении продолжительности выдержки в этом интервале температур отпуска. Кинетика этого явления аналогична таковой для про-

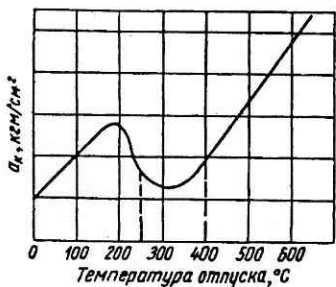


Рис. 171. Схема изменения ударной вязкости закаленной легированной стали при отпуске

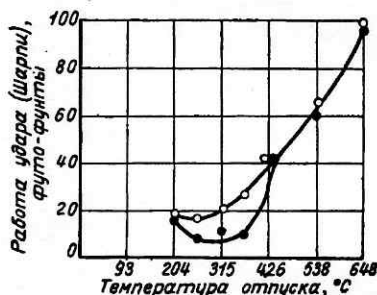


Рис. 172. Изменение ударной вязкости стали SAE 1340 с температурой отпуска:

● — испытание при +20° С; ○ — то же, при +150° С

цесса дисперсионного твердения, т. е. при данной температуре отпуска ударная вязкость при некоторой продолжительности выдержки достигает минимума, а затем снова повышается (см. рис. 184).

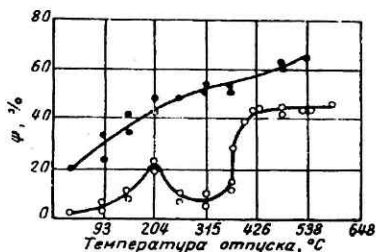


Рис. 173. Изменение относительного сужения стали SAE 1340 с температурой отпуска:

● — испытание при +20° С; ○ — то же, при -196° С

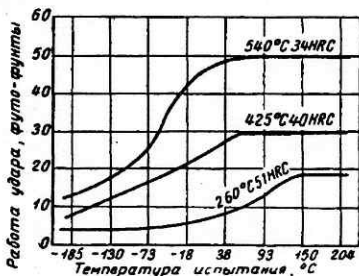


Рис. 174. Изменение ударной вязкости с температурой испытания усталости с 0,41% С, 0,91% Мп, 0,32% Si, 0,08% Cr, 3,31% Ni и 0,008% Mo, отпущенной при разных температурах

Необратимая хрупкость наблюдается и в нелегированной заведомо конструкционной стали, но в которой могут содержаться остаточные элементы. Данных о влиянии легирующих элементов на необратимую хрупкость пока еще мало и они противоречивы. Обычно считают, что хром и марганец совместно или отдельно способствуют развитию необратимой хрупкости, тогда как молибден, вольфрам и ванадий практически на нее не влияют. Было, однако, показано [548], что последние элементы уменьшают падение ударной вязкости за счет измельчения зерна стали, а для молибдена было найдено [329], что в количестве около 0,6 и

до 0,9% он значительно уменьшает чувствительность к необратимой хрупкости, по крайней мере стали с хромоникелевой основой. Относительно роли никеля мнения также противоречивы. По одним данным в стали, содержащей до 5% Ni, не обнаруживается необратимой хрупкости. По данным других исследований и никель, особенно в присутствии повышенного количества кремния, усиливает склонность стали к необратимой хрупкости.

Интересен установленный в некоторых исследованиях факт [547], что введение в сталь около 0,05% Al уменьшает необратимую хрупкость, а 0,1% Al устраняет ее. В исследовании [329] подтвердилось положи-

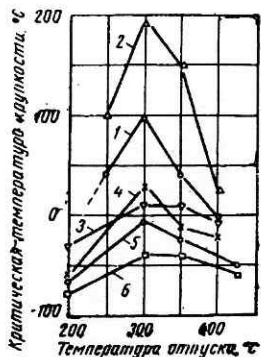


Рис. 175. Развитие необратимой хрупкости в стали 20ХГ:

- 1 — после закалки в масле;
- 2 — сталь с выделениями феррита по границам зерен;
- 3 — после переплавки в вакууме;
- 4 — после термомеханической обработки;
- 5 — сталь с 0,3% Al;
- 6 — сталь с 0,002% В

тельное влияние алюминия только в количестве около 0,05%, по-видимому, вследствие измельчения зерна. Введение в сталь до 0,14% Al сказывалось, наоборот, отрицательно на необратимой хрупкости. В опытах же [548] повышение содержания алюминия до 0,16% уменьшало падение ударной вязкости хромоникелевой стали после отпуска в интервале температур 250—400° С. Авторы также считают, что положительное влияние алюминия является результатом сильного измельчения зерна, так как та же сталь без алюминия и с добавкой 0,03 и 0,15% Al, но выплавленная в вакууме, была одинаково сильно подвержена необратимой хрупкости. Положительное влияние алюминия подтверждается и в других исследованиях, сказываясь, как можно видеть из рис. 175 [480], в понижении критической температуры хрупкости как после отпуска при 200° С, так и в интервале развития необратимой хрупкости. Однако полностью последняя не устраняется.

Значительно сильнее, чем алюминий, развитие необратимой отпускной хрупкости уменьшает малая добавка бора, но, как видно

из того же рис. 175, и бор не устраняет ее полностью.

Некоторые легирующие элементы сдвигают необратимую хрупкость в сторону более высоких температур отпуска. Таковы, например, кремний и в меньшей степени хром в небольших количествах, молибден, вольфрам, никель (до 8%). Некоторые элементы иногда вызывают новое необратимое падение ударной вязкости стали после отпуска при более высоких температурах, чаще всего в интервале 450—550° С. К ним относятся марганец, частично никель, карбидообразующие элементы, в том числе хром, при содержании их в стали в повышенных количествах.

С повышением содержания углерода при одинаковом количестве легирующих элементов в стали эффект необратимой отпускной хрупкости усиливается. Но склонность к необратимой хрупкости сохраняется и при низком содержании углерода. Так, показано [549], что и легированный феррит с 0,015—0,02% С, закаленный с 1150—1250° С, подвержен необратимой хрупкости. Следует, правда, заметить, что почти во всех изученных в этой работе случаях падение ударной вязкости сопровождается заметным повышением твердости, как можно видеть из рис. 176. Можно предполагать, что здесь играет значительную роль и процесс

дисперсионного твердения за счет третичного цементита. Интересно, что и излом у «охрупченного» легированного феррита имел преимущественно внутрикристаллический характер. Для дальнейшего уточнения природы необратимой хрупкости изучение чистого легированного феррита несомненно интересно.

На склонность к необратимой хрупкости влияют и другие факторы, кроме легирования. Так, необратимая хрупкость меньше после изотермической закалки на нижний бейнит. Принципиально и при изотермической закалке в среде с температурой не выше 300°С в стали, по-видимому, протекают процессы, вызывающие необратимую хрупкость (сопровождаемую межкристаллическим изломом), но развитие их очень сильно замедлено по сравнению с теми же процессами при отпуске после мартенситной закалки [см. 917, Бирюлин и др.]. Было также показано [231], что малой склонностью к необратимой хрупкости обладают стали, выплавленные в основных печах, если кремний вводился в ванну, предварительно раскисленную не кремнием, а за счет углерода, алюминия, марганца.

Падение пластичности при низких температурах, обусловленное необратимой хрупкостью, может быть частично устранено наклепом со средними степенями деформации, сообщенным стали при комнатной или еще лучше — при повышенной температуре (250—350°С) после отпуска [см. 528]. Аналогичный эффект дает термомеханическая обработка равновесного аустенита [574]. Нагрев сталей 40ХН4 и 35ХГС до 1000°С, подстуживание их до 900°С и прокатка при этой температуре непосредственно перед закалкой, так что рекристаллизация не успевала пройти, значительно уменьшали необратимую отпускную хрупкость. При закалке же через 10—20 сек после прокатки, когда успевала пройти рекристаллизация, этого эффекта не наблюдалось. Относительное влияние термомеханической обработки по сравнению с другими факторами (по изменению критической температуры хрупкости) показано на рис. 175. Оттуда же виден значительный положительный эффект переплавки в вакууме.

Б. ЧАСТНЫЕ АНОМАЛИИ ИЗМЕНЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ПРИ ОТПУСКЕ

Из аномалий, которые могут быть обусловлены отдельными частными процессами, В. Д. Садовским и др. [207, 13] наблюдались две. В одном случае падение ударной вязкости, как правило, сопровождается повышением или по крайней мере замедлением падения твердости и характеристик прочности. Это позволяет считать, что хрупкость здесь является обычным следствием упрочнения стали за счет дисперсионного твердения. Если это так, то в зависимости от состава и свойств выделяющейся фазы падение ударной вязкости будет соответствовать разным температурам отпуска, которые, в частности, могут совпадать и с температурами, при которых проявляется обратимая отпускная хрупкость.

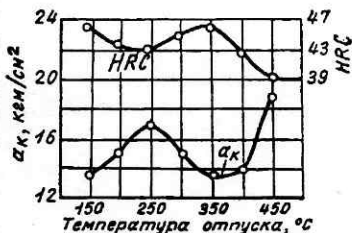


Рис. 176. Изменение ударной вязкости и твердости у феррита с 0,016% С, 1,56% Si, 1,50% Mn и 1,02% Cr, закаленного с 1200°С в воде, при отпуске. Продолжительность отпуска 2 ч; охлаждение в воде

Отсюда же следует, что этот вид хрупкости при отпуске должен наблюдаться наиболее часто в стали, легированной элементами, образующими стойкие карбиды. Степень падения ударной вязкости в этом случае должна усиливаться с повышением температуры закалки не только вследствие роста зерна, но и потому, что полнее переходит в раствор фаза, вызывающая эффект дисперсионного твердения. Данная аномалия может, следовательно, представлять собой также частный случай необратимой хрупкости второго вида или накладываться на последнюю.

Вторая аномалия изменения ударной вязкости при отпуске, которая по температурному интервалу также может совпасть с обратимой отпускной хрупкостью, наблюдалась в случае получения при закалке резко повышенного количества остаточного аустенита [13], который значительно повышает ударную вязкость стали. Превращение же остаточного аустенита при отпуске может выявлять хрупкость, ранее им же замаскированную. Наиболее резко хрупкость этого вида проявлялась тогда, когда при закалке имело место частичное разложение аустенита в верхней части промежуточной области, что сопровождается в определенных условиях увеличением количества остаточного аустенита до 20—30% и более.

Если такое объяснение явления верно, то большого практического значения оно не имеет. В самом деле, если при закалке крупных изделий в некоторых слоях и будет получено большое количество остаточного аустенита вследствие частичного разложения переохлажденного аустенита в верхней части промежуточной области, то ударная вязкость после высокого отпуска только приблизится к тому ее значению, которое имеют слои, закалившиеся на мартенсит с нормальным количеством остаточного аустенита. Следует все же иметь в виду, что эта аномалия в отличие от обратимой отпускной хрупкости не может быть устранена или ослаблена за счет легирования стали, например молибденом. Наоборот, молибден, вначале уменьшающий устойчивость переохлажденного аустенита в промежуточной области, может даже способствовать появлению этой аномалии.

В другом исследовании [см. 917, Померанец и др.] также наблюдалось падение или замедление подъема ударной вязкости при отпуске в районе 350—550° С у некоторых сталей, изотермически закаленных при температурах верхней части промежуточной области. Однако авторы не нашли прямой связи между этим явлением и изменением количества остаточного аустенита при отпуске. По их мнению, это падение ударной вязкости связано с отпуском обогащенного аустенито-мартенсита, являющегося распределенной фазой. Практически оно может, следовательно, сказаться в случае частичного разложения аустенита в верхней части промежуточной области при закалке.

Обе частные аномалии изменения ударной вязкости при отпуске также носят необратимый характер. Однако существенное их отличие от необратимой отпускной хрупкости заключается в том, что они сопровождаются, как правило, внутрикристаллическим, а не межкристаллическим изломом.

В. ОБРАТИМАЯ ХРУПКОСТЬ ПРИ ОТПУСКЕ (ОТПУСКНАЯ ХРУПКОСТЬ)

Явление отпускной хрупкости в том виде, в каком оно наблюдалось впервые на хромоникелевой стали свыше полувека назад, заключается в том, что при медленном охлаждении после высокого отпуска в процес-

се улучшения ударная вязкость легированных конструкционных сталей сильно понижается, тогда как после быстрого охлаждения с температуры отпуска сталь приобретает нормальную для нее вязкость. Падение ударной вязкости после медленного охлаждения не сопровождается изменением важнейших физических и других механических свойств стали. Позднее было установлено, что присадка к стали до 0,5% Мо или до 1% W устраняет отпускную хрупкость. С тех пор отпускная хрупкость конструкционной стали была многократно и весьма подробно исследована¹. Несмотря на это, более или менее достоверно установлены только форма проявления и влияние важнейших факторов на протекание отпускной хрупкости, хотя и по этим вопросам данные еще противоречивы. Природа же явления до сих пор еще не установлена, хотя по этому поводу было высказано много интересных предположений.

Решающую роль в развитии процесса отпускной хрупкости играет продолжительность выдержки в определенном интервале температур отпуска (зоне хрупкости). Аналогичные явления наблюдаются и в случае, если сталь была предварительно высоко отпущена, обычно при 650° С, с быстрым охлаждением (т. е. в ней прошли все структурные процессы, связанные с разложением аустенита и мартенсита), а затем выдержана в течение длительного времени в опасном интервале температур. Только абсолютная величина ударной вязкости в этом случае обычно несколько выше, чем стали, отпускаявшейся только в зоне хрупкости [550]. Это используется для разделения процессов собственно отпуска и отпускной хрупкости и изучения последней в чистом виде. С другой стороны, оно имеет и важное практическое значение, например, в тех случаях, когда изделие после отпуска подвергается правке с последующим повторным отпуском, сварке и т. п.

Рядом работ установлено, что процессы, вызывающие отпускную хрупкость, совершаются при длительной выдержке в опасном интервале температур и в нормализованной, а при некоторых составах и в отожженной стали, причем у последней эти процессы так же обратимы, как у закаленной и отпущенной. Поэтому для сталей, чувствительных к отпускной хрупкости, рекомендуется и при отжиге охлаждение от ~650° С проводить ускоренно, если понижение ударной вязкости недопустимо. Имеется много оснований полагать, что явление так называемой тепловой хрупкости (см. стр. 518), заключающейся в понижении ударной вязкости стали вследствие длительной работы ее под нагрузкой или без нагрузки при 350—575° С, аналогично отпускной хрупкости по своей природе.

Как это было впервые показано Н. Н. Давиденковым и др. [551], отпускная хрупкость сказывается в смещении вверх критической температуры хладноломкости. Поэтому правильное представление о процессе и характере влияния на него разных факторов состава и обработки можно получить только испытаниями ударной вязкости при разных температурах. Для хромоникелевой стали это положение иллюстрируется кривыми рис. 177 [552], из которых видно, что охлаждение с 600° С со скоростью 25° С/ч сместило критическую температуру хрупкости вверх ~на 200° С по сравнению с охлаждением с 600° С в масле.

Важно подчеркнуть, что наиболее надежной количественной харак-

¹ Подробнее об отпускной хрупкости смотри монографию Г. В. Курдюмова и Р. И. Энтина [221], а также дискуссию в журнале «Металловедение и обработка металлов» в 1956—1957 гг. и [428].

теристикой влияния того или иного фактора на склонность стали к отпускной хрупкости является степень смещения вверх ее критической температуры хрупкости. Встречающиеся иногда в литературе данные, оспаривающие влияние какого-нибудь фактора на том основании, что ударная вязкость определялась авторами не при комнатной, а при низкой температуре, например -60 или -80°C , могут быть в равной мере ошибочны, как и выводы, основанные на значениях ударной вязкости при комнатной температуре. Так, например, сравнение ударной вязкости при -120°C на рис. 177 может привести к такому же ложному выводу об отсутствии отпускной хрупкости у этой стали, как и сопоставление значений этой характеристики при $+160^{\circ}\text{C}$.



Рис. 177. Изменение ударной вязкости с температурой испытания у стали с 0,12% С, 0,5% Мп, 0,3% Si, 1,5% Cr и 3,5% Ni, производственные плавки:

○ — медленное охлаждение после отпуска при 600°C ;
● — то же, быстрое

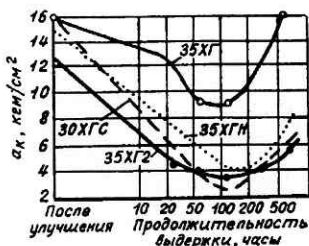


Рис. 178. Влияние продолжительности выдержки при 500°C на ударную вязкость

Вместе с тем следует отметить, что возможны и такие случаи, когда одно только изменение значения критической температуры хрупкости у медленно охлажденной после отпуска стали по сравнению с быстро охлажденной без привлечения других методов исследования может привести к неправильному суждению о склонности данной стали к отпускной хрупкости. Так, Н. В. Казакова и Н. В. Королева показали [см. 917], что с увеличением количества продуктов частичного разложения аустенита в верхней части промежуточной области критические температуры хрупкости медленно и быстро охлажденной после отпуска стали сближаются и в некоторых случаях могут совпадать, т. е. сталь становится нечувствительной к скорости охлаждения после отпуска. Между тем изучение при помощи оптического и электронного микроскопа показывает, что процессы, вызывающие отпускную хрупкость (выделение фазы на границах зерен), и в этом случае протекают приблизительно в такой же степени, как и после закалки на мартенсит, но их влияние перекрывается охрупчивающим действием продуктов промежуточного разложения аустенита.

Кинетика развития отпускной хрупкости внешне напоминает влияние продолжительности выдержки при отпуске сплавов для дисперсионного твердения. Ниже и выше определенной температуры процесс не идет, и кривая ударной вязкости превращается в прямую линию. Отсюда следует, что для мелких изделий можно за счет уменьшения продолжительности выдержки при отпуске уменьшить и отпускную хрупкость. При этом необходимо для получения заданных значений прочности со-

ответственно повысить температуру отпуска [см. 222]. Необходимо, однако, иметь в виду, что слишком кратковременный отпуск при температурах ниже 500°C недостаточно снимает остаточные напряжения.

На рис. 178 [555] представлены (в полулогарифмических координатах) изотермы ударной вязкости при 500°C для четырех весьма чувствительных к отпускной хрупкости сталей. Мы видим, что во всех случаях при повышении определенной продолжительности выдержки ударная вязкость снова повышается. У некоторых сталей после весьма длительной выдержки она может достигнуть и исходных значений. Характер кинетической кривой одинаков для всех сталей, в том числе и для легированных молибденом или вольфрамом.

Таким образом, молибден и вольфрам не устраняют отпускной хрупкости, а только сильно ослабляют ее, замедляя протекание в стали обусловливающих ее процессов.

Медленное охлаждение стали после отпуска влияет в том же направлении, что и увеличение продолжительности выдержки ее в зоне хрупкости. Поэтому значительное повышение ударной вязкости у чувствительной к отпускной хрупкости стали может наблюдаться и после очень медленного охлаждения. С другой стороны, при наличии ряда неблагоприятных факторов — состава, обработки, выплавки и др. — минимум на изотерме может оказаться сдвинутым влево настолько, что и при обычном или даже при быстром охлаждении изделий, особенно крупного сечения, отпускную хрупкость приобретает сталь, нормально к ней мало чувствительная, например легированная молибденом.

Роль медленного охлаждения заключается в том, что при этом увеличивается продолжительность пребывания стали в зоне хрупкости. Поэтому для стали, выдержанной недостаточно длительное время при некоторой температуре, лежащей в зоне отпускной хрупкости, скорость последующего охлаждения практически не должна иметь значения. Сообщается, однако [557], что и в этом случае быстрое охлаждение ослабляет развитие отпускной хрупкости.

Для подавляющего большинства сталей отпускная хрупкость развивается в интервале температур $450\text{--}650^{\circ}\text{C}$. Наиболее интенсивно процесс идет обычно при $500\text{--}550^{\circ}\text{C}$. Поэтому при изучении отпускной хрупкости чаще всего обрабатывают сталь при этой температуре. Отсюда следует, что сталь, подверженная отпускной хрупкости и быстро охлажденная после отпуска (в масле или в воде) для устранения последней, может быть нагрета вторично для снятия напряжений не выше 400°C или в крайнем случае 450°C . Такой же эффект, естественно, может быть получен, если непосредственно после отпуска охладить сталь быстро до 400°C , а затем медленно. Но и при 400°C напряжения снимаются только частично.

Между тем остаточные напряжения, получаемые в стали в результате быстрого охлаждения после отпуска, могут достигать значительных величин [224]. Это вызывает значительное коробление изделий при последующей механической обработке, особенно деталей неблагоприятной формы, например с большим отношением длины к диаметру. В частности, автор встретился с таким явлением на некоторых длинных деталях, изготовленных из хромокремнемарганцовистой стали типа 30ХГС. Удовлетворительное сочетание величины остаточных напряжений и ударной вязкости наблюдалось у чувствительных к отпускной хрупкости сталей при охлаждении после отпуска в ванне с температурой 300°C [313] и при охлаждении поковок (дисков диаметром 800 мм) по ступенчатому ре-

жиму: на воздухе до 400—450° С, выдержка при этой температуре в печи и снова охлаждение на воздухе [558].

Из сказанного о температурном интервале хрупкости следует также, что необходимо избегать нагрева при 500° С, например при горячей правке деталей или для снятия напряжений после холодной правки, особенно если сталь сильно восприимчива к отпускной хрупкости, а обрабатываемые заготовки имеют крупное сечение, вследствие чего они находятся в зоне 500—550° С весьма длительное время.

В связи с нагревом после правки, к которой приходится иногда прибегать, большой интерес представляет влияние предварительной пластической деформации на отпускную хрупкость. По некоторым данным [221], слабый наклеп со степенью обжатия около 5% несколько ускоряет развитие отпускной хрупкости. При значительных же степенях обжатия предварительный наклеп (и, по данным С. Ф. Юрьева, сообщенный непосредственно при температуре отпуска), наоборот, замедляет процессы, приводящие к отпускной хрупкости. Наклеп стали после того, как она приобрела отпускную хрупкость, по всем данным повышает ее ударную вязкость. Наблюдалось [574] устранение обратимой отпускной хрупкости при термомеханической обработке равновесного аустенита, после которой немедленно следовала закалка, так что рекристаллизация не успевала пройти.

Влияние температуры и длительности первого отпуска на развитие отпускной хрупкости еще не выяснено полностью. Рядом исследователей установлено [41, 188, 556], что повышение температуры первого отпуска до 650° С, а по некоторым данным и до 680° С, заметно повышает вязкость после второго отпуска при опасной температуре, особенно если первый отпуск при 650° С был длительным или многократным. Из этих данных следует, что при определенных условиях предварительный отпуск при 650—700° С можно использовать для ослабления отпускной хрупкости, что особенно важно в тех случаях, когда из экономических или иных соображений сталь нельзя легировать молибденом. Такая обработка может быть шире использована, если в сталь ввести добавки, например ванадия, повышающие устойчивость мартенсита против отпуска и, следовательно, позволяющие получать достаточную прочность при высоких температурах отпуска.

С другой стороны, в некоторых работах [555, 559] показано, что результатом предварительного длительного отпуска при 650 или 700° С в основном является не устранение причины отпускной хрупкости, а значительное понижение твердости и прочности стали. Правда, авторы определяли ударную вязкость только при одной температуре: либо при —60° С [555], что, как отмечалось выше, не всегда правильно, либо при комнатной температуре [559]. Однако в работе [559] было установлено, что у стали, выдержанной достаточно долго при 530° С, излом, полученный при —190° С, был хрупкий, межкристаллический. В зарубежных исследованиях [см. 521] считается установленным, что длительная выдержка при 650—700° С не устраняет, а развивает хрупкость (высокотемпературную, см. стр. 250), но именно это замедляет (но не устраняет) последующее развитие низкотемпературной хрупкости.

Следовательно, этот вопрос требует еще дальнейшего выяснения.

Повышение температуры закалки усиливает восприимчивость стали к отпускной хрупкости. Обычно это объясняют укрупнением зерна. Однако опыты Н. В. Казаковой и др., в том числе по нагреву (перегре-

ву) перед закалкой в вакууме, показали, что исходная структура стали перед отпуском (крупное зерно, наличие немартенситных структур) не влияет на развитие отпускной хрупкости, а только смещает вверх критическую температуру, понижая ударную вязкость при 20°С. Усиление же чувствительности к отпускной хрупкости при перегреве, по-видимому, объясняется поглощением сталью газов.

Главным фактором, определяющим склонность и степень чувствительности стали к отпускной хрупкости, является ее химический состав. Вредное влияние примесей можно видеть из сопоставления кривых рис. 177 для стали производственной выплавки с кривыми рис. 179 [552]. Последние относятся к хромоникелевой стали такого же состава, что и на рис. 177, но выплавленной в среде гелия 99,99% чистоты (примесь 0,01% азота) с применением электролитического железа и шихтовых материалов высокой чистоты. В этой стали содержались минимальные количества (в большинстве случаев близкие к нулю) остаточных элементов и обычных примесей и газов; в частности, содержание фосфора в ней было примерно в 10 раз меньше обычного.

Влияние углерода на склонность углеродистой стали к отпускной хрупкости зависит от количества содержащегося в ней фосфора. При содержании фосфора около 0,002% углерод усиливает чувствительность стали к отпускной хрупкости приблизительно до 0,1% и затем его влияние прекращается [552]. В стали же с нормальным содержанием фосфора углерод сказывается и при более высоких содержаниях. Только весьма кратковременный нагрев (порядка 5—15—30 сек) при температуре выше 500°С, достижимый при высокочастотном электроотпуске, предотвращает возникновение отпускной хрупкости [553]. Очевидно, вследствие трудности предотвращения процесса при обычном нагреве углеродистая сталь оказывается относительно хрупкой при всех условиях отпуска, а это создает представление, что она не восприимчива к отпускной хрупкости.

Предлагалось, однако, и другое объяснение этого явления [см. 565] с выводом, что чистая углеродистая сталь не подвержена отпускной хрупкости.

В легированной стали роль углерода, по-видимому, второстепенная. Это подтверждается рядом исследований, в которых было установлено, что и легированный феррит соответственного состава проявляет большую склонность к отпускной хрупкости. Имеющийся опытный материал показывает, что влияние углерода в этом направлении сравнительно небольшое и не регулярное. По одним данным он усиливает, по другим уменьшает склонность легированной стали к отпускной хрупкости, по третьим данным усиливает, но только в присутствии хрома, а в неко-

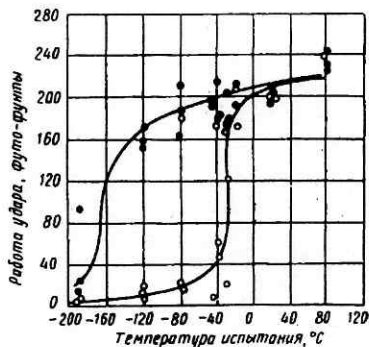


Рис. 179. Изменение ударной вязкости с температурой испытания у стали с 0,10% С, 0,5% Мп, 1,5% Сг и 3,5% Ni; сталь высокой чистоты (сравни с рис. 177):

○ — медленное охлаждение после отпуска при 600°С; ● — то же, быстрое

торых исследованиях вообще не было установлено заметного его влияния. Чаще всего наблюдается все же некоторое усиление склонности стали к отпускной хрупкости с повышением содержания в ней углерода.

Что касается легирующих элементов, то, присутствуя в стали каждый в отдельности, они либо вовсе не способствуют возникновению в ней отпускной хрупкости, либо сообщают ей склонность к этому пороку только при высоком их содержании обычно в таких количествах, которые в конструкционной стали уже не применяются. В качестве примера в табл. 23 [552] показано влияние никеля, марганца и хрома в отдельности на T_K очень чистой стали.

ТАБЛИЦА 23

ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ, МАРГАНЦА И ХРОМА НА СКЛОННОСТЬ СТАЛИ
К ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ

Ni		Mn				Cr					
химический состав %		T_K , °C, после охлаждения с 600° C		химический состав %		T_K , °C, после охлаждения с 600° C		химический состав %		T_K , °C, после охлаждения с 600° C	
С	Ni	в масле	с печью	С	Mn	в масле	с печью	С	Cr	в масле	с печью
0,17	0,0	+ 5	+ 5	0,17	0,0	+ 5	+ 5	0,17	0,0	+ 5	+ 5
0,20	1,1	+ 15	+ 15	0,17	0,6	-45	-45	0,15	0,75	-70	-60
0,22	2,2	- 20	- 20	0,20	1,2	-60	-60	0,23	1,5	-90	-90
0,23	3,1	- 60	- 60	0,18	2,1	-60	-35	0,18	2,0	-95	-95
0,21	4,2	- 75	- 55	0,18	3,2	-35	+40	0,19	3,0	-95	-95
0,22	6,1	-100	- 85	0,16	4,0	+10	+95	0,17	4,0	-80	-80
0,21	8,0	-130	-115	0,18	5,3	+35	+80	0,20	5,0	-80	-80

В частности, из данных [552] следует, что хром один при $\sim 0,002\%$ P не вызывает отпускной хрупкости и до $\sim 10\%$. Конечно, не исключается, что при известном стечении обстоятельств, например повышенном содержании примесей, особенно фосфора, остаточных элементов, газов, повышенной температуре закалки и т. п., хромистая сталь, содержащая всего около 1% Cr, может оказаться склонной к отпускной хрупкости. Такие случаи мы наблюдали на отдельных производственных плавках стали типа 40X.

Влияние марганца при повышенном его содержании в стали (табл. 23), по-видимому, вообще не самостоятельное, а заключается в том, что он «активизирует» в этом отношении фосфор.

Не сообщают стали отпускной хрупкости, присутствуя в ней одни, такие элементы, как кремний, алюминий, медь, ванадий, титан и др. В работе [560] было показано, что молибден в количестве 2,1% и вольфрам в количестве 3,8%, присутствуя в стали с $\sim 0,1\%$ C без других добавок, вызывают в ней заметную отпускную хрупкость.

Присутствуя в стали одновременно, многие элементы усиливают действие друг друга на ее склонность к отпускной хрупкости. Большая подверженность отпускной хрупкости хромоникелевой стали при таких содержаниях хрома и никеля, при которых каждый из них в отдельности не сказывается, является классическим примером взаимно усиливающего влияния легирующих элементов.

Еще сильнее, чем никель, на склонность хромистой стали к отпуск-

ной хрупкости влияет марганец. В качестве иллюстрации на рис. 180, построенном нами по данным [552], показано повышение критической температуры хрупкости T_k у стали с $\sim 0,2\%$ С и 3% Сг по мере добавления к ней марганца. Марганец сообщает также никелевой стали склонность к отпускной хрупкости и усиливает процессы, вызывающие это явление в хромоникелевой стали, как можно видеть из табл. 24 [552]. Из этой таблицы видно сильное влияние хрома в стали, содержащей $3,5\%$ Ni и $0,4\%$ Mn, а также очень малая роль углерода по сравнению с ролью марганца в никелевой стали.

К числу элементов, усиливающих склонность хромистой стали к отпускной хрупкости, кроме никеля и марганца относятся также кремний, алюминий, медь, ванадий, титан, ниобий, фосфор, сурьма, бор. Аналогичное влияние они оказывают на чувствительность к отпускной хрупкости сложнелегированных сталей — хромоникелевой, хромомарганцевой и т. п.

Некоторые элементы оказывают настолько слабое влияние на склонность стали к отпускной хрупкости, что, как правило, с ним можно не считаться. Такие элементы в зависимости от ряда других обстоятельств могут и усиливать и ослаблять эффект отпускной хрупкости, но во всех случаях их влияние относительно мало. Сюда можно отнести азот, серу, кобальт, мышьяк. Относительно ниобия одно время существовало мнение, что он сильно уменьшает склонность стали к отпускной хрупкости, уподобляясь в этом отношении молибдену. Однако мы не обнаружили положительного влияния ниобия при очень малом его количестве, а при значительном содержании в стали его влияние было отрицательным. Не было установлено заметного влияния ниобия на отпускную хрупкость или было найдено отрицательное влияние его, подобное влиянию ванадия и титана, и в некоторых других исследованиях [554, 555].

Общий вывод из анализа экспериментальных данных таков, что на развитие отпускной хрупкости влияют определенные, но различные комбинации элементов. По исследованиям Н. В. Казаковой и др., для этого необходимо сочетание не менее трех элементов С, Si, Mn, Сг, Ni, P, в частности Mn — Ni — P, Сг — Ni — P, Сг — Ni — Mn и др. Однако сформулированное в работе [428] «химическое» условие, необходимое и достаточное для развития отпускной хрупкости, а именно одновременное присутствие в стали углерода, фосфора (или его аналога) и карбидообразующего элемента, не только противоречит обширным данным других исследователей и практики, но недостаточно подтверждается и собственными данными автора.

К элементам, наиболее сильно ослабляющим чувствительность стали к отпускной хрупкости, относятся вольфрам и особенно молибден. Молибден и вольфрам, однако, не устраняют отпускную хрупкость, а влияют только на кинетику процесса, сильно замедляя его. Высокотемпературную хрупкость (при $650\text{--}700^\circ\text{C}$) молибден и вольфрам не только не устраняют, но и усиливают [521].

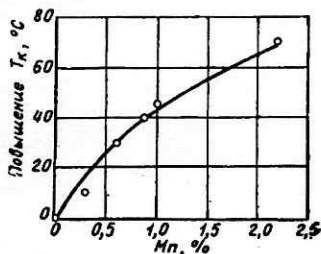


Рис. 180. Влияние марганца на критическую температуру хрупкости хромистой стали в состоянии отпускной хрупкости ($\sim 0,2\%$ С, 3% Сг)

ТАБЛИЦА 24

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА СКЛОННОСТЬ НИКЕЛЕВОЙ И ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ
К ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ

Химический состав %			T _к , °С, после охлаждения с 600° С		Химический состав %				T _к , °С, после охлаждения с 600° С	
С	Ni	Mn	в масле	с печью	С	Cr	Ni	Mn	в масле	с печью
0,08	3,5	0,2	- 80	- 80	0,12	1,5	3,5	0	-180	-150
0,12	3,5	0,4	-100	-100	0,08	1,4	3,5	0,2	-100	- 65
0,10	3,6	0,6	-105	- 85	0,10	1,5	3,5	0,5	-160	- 30
0,11	3,6	1,0	-110	- 90	0,08	1,5	3,5	0,7	-105	0
0,18	3,5	0,4	- 80	- 80	0,12	0	3,5	0,4	-100	-100
0,40	3,5	0,4	- 70	- 70	0,12	1,1	3,4	0,4	- 80	- 60
0,48	3,6	1,7	- 45	+ 80	0,11	2,0	3,3	0,4	- 70	+ 10

Количество молибдена в стали, необходимое для практического устранения отпускной хрупкости, доходит до ~ 0,5%. Количество вольфрама для этой цели, если его выразить в атомных процентах, приблизительно такое же, т. е. до 1% (вес.). Среднее содержание этих элементов, достаточное для уменьшения чувствительности стали к отпускной хрупкости в нормальных, наиболее часто встречающихся условиях, составляет 0,20—0,30% Мо или 0,6—0,8% W, хотя в отдельных случаях для этой цели достаточно уже 0,4% W.

Следует отметить два важных с точки зрения теории явления обстоятельства: 1) установлено оптимальное содержание молибдена, составляющее 0,4—0,6% [41, 188, 555], и вольфрама ~ 1,5% [555]. При более высоком содержании этих элементов чувствительность стали к отпускной хрупкости усиливается; 2) уменьшая эффект отпускной хрупкости в самых разнообразных сталях, молибден практически не влияет на отпускную хрупкость стали, легированной только марганцем [41, 561]. Это позволяет предполагать, что природа отпускной хрупкости в стали, легированной одним лишь марганцем, иная.

Введение молибдена или вольфрама в сталь может оказаться недостаточно эффективным или вовсе не эффективным при наличии факторов, сильно опосредствующих развитию отпускной хрупкости. Среди таких факторов одно из первых мест принадлежит содержанию в стали фосфора. Вредное влияние фосфора, как это видно из рис. 181 по результатам статистической обработки большого количества плавок [217], выражено настолько сильно даже в пределах марочного содержания его в стали, что ряд исследователей [см. 41] приписывает фосфору решающую роль в развитии отпускной хрупкости, в частности в хромоникелевой и хромоникельмолибденовой стали.

Уже давно обратили внимание [562] на связь между содержанием в стали фосфора и марганца, что выражается в усилении марганцем влияния фосфора, в частности, в никелевой и хромоникелевой стали. Имеются данные о том, что при нормальном для конструкционной стали содержании марганца и отсутствии в ней молибдена понижение содержания фосфора до 0,01% и даже несколько меньше еще недостаточно для того, чтобы сильно ослабить чувствительность стали к отпускной хрупкости. Такой эффект достигается только путем одновременного снижения фосфора до 0,007—0,008—0,01% и марганца до

0,12—0,15%. Если молибден дефицитен и дорог, практическое использование этого положения представляет интерес, несмотря даже на то, что получение такого низкого содержания марганца и фосфора затрудняет процесс выплавки стали и ее горячего деформирования. Последнее связано с красноломкостью, обусловленной серой при низком содержании марганца, и поэтому может быть уменьшено введением малых добавок некоторых элементов, в частности образующих стойкие сульфиды (см. стр. 91 и табл. 8).

Достаточное содержание молибдена также в известной степени зависит от содержания в стали фосфора. Так, например, при 0,015—0,02% P введение в хромоникелевую сталь 0,15—0,2% Mo достаточно для практического устранения отпускной хрупкости; при 0,03% P такое количество молибдена лишь частично устраняет отпускную хрупкость, тогда как при 0,06% P и особенно при наличии в стали одновременно около 1% Mn содержание молибдена должно быть ближе к оптимальному, т. е. 0,5%.

Влияние множества факторов объясняет тот факт, что сталь одного и того же номинального химического состава, но разных плавок, может обладать разной чувствительностью к отпускной хрупкости. Этим объясняется, очевидно, и большая область рассеяния на рис. 181. Часто встречающиеся утверждения о том, что чувствительность стали к отпускной хрупкости зависит от «индивидуальных свойств плавки», лишены смысла. По той же причине нам представляется устаревшим и разделение отпускной хрупкости на устранимую и перманентную или неустраанимую [563]. Последняя, по мнению авторов, у данной стали зависит от «индивидуальных свойств плавки».

Иногда различное поведение в смысле отпускной хрупкости наблюдается у сталей, выплавленных в разных плавильных агрегатах. Некоторые исследователи [см. 41] даже склонны считать, что в порядке возрастания чувствительности к отпускной хрупкости по способу выплавки сталь можно расположить в следующий ряд: тигельная, электросталь, кислая мартеновская, основная мартеновская. Однако такая закономерность далеко не всегда подтверждается, да и говорить о роли плавильного агрегата можно только с учетом способа ведения процесса (см., например, [231]).

Г. ПРЕДПОЛОЖЕНИЯ О ПРИРОДЕ ОБРАТИМОЙ И НЕОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ

Обратимая хрупкость

Из многочисленных гипотез о природе отпускной хрупкости наибольшее распространение получили теории выделений, связывающие развитие отпускной (и тепловой) хрупкости с выпадением из пересы-

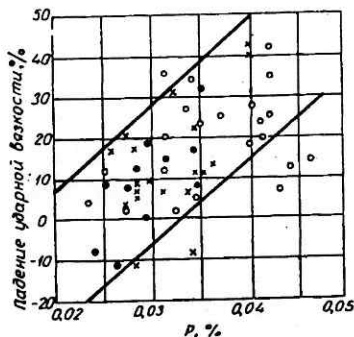


Рис. 181. Влияние фосфора на склонность Cr—Ni—Mo-стали к отпускной хрупкости (статистические данные)

ценного твердого раствора α тех или иных дисперсных фаз. В качестве таких фаз одни авторы [188, 209 и др.] называют специальные карбиды. Другие [221] высказывают предположение, что процессы, вызывающие отпускную хрупкость, являются результатом температурной зависимости растворимости углерода в α -железе. При этом они считают, что развитие отпускной хрупкости в стали связано не с собственно выделениями, а с последующим процессом коагуляции, вызывающим перераспределение выделившихся частиц. Имеются и более поздние попытки экспериментального подтверждения «карбидных» гипотез [555, 567 и др.]. Однако полученные в этих работах данные, представляющие, на наш взгляд, значительный интерес при анализе природы необратимой отпускной хрупкости, совершенно не подтверждают карбидных гипотез обратимой хрупкости [см. 970].

Ряд исследователей [см. 41, 217 и др.] связывает отпускную хрупкость исключительно с выделением фосфидов из пересыщенного раствора. Но так как предельная растворимость фосфора в железе составляет около 1% P, то авторы «фосфидной» теории полагают, что в отдельных местах количество фосфора за счет ликвации оказывается больше среднего его содержания в стали.

Однако теория обычных выделений, подтверждение которых можно видеть в сходстве температурной зависимости и кинетики процесса с таковыми для дисперсионного твердения, не могут объяснить ряда других явлений, помимо падения ударной вязкости, сопровождающих отпускную хрупкость или, наоборот, не наблюдающихся при этом вопреки тому, что можно было ожидать, исходя из аналогии с обычным дисперсионным твердением. В частности, отпускная хрупкость не сопровождается упрочнением стали и изменением ее пластичности и физических свойств. Изменение же некоторых свойств, например термоэлектродвижущей силы, декремента затухания колебаний, не является специфичным для дисперсионного твердения.

Поэтому в более поздних теориях для объяснения процессов, вызывающих отпускную хрупкость, привлекаются поверхностные явления. При этом роль поверхностных явлений в механизме развития отпускной хрупкости разными авторами трактуется по-разному.

Так, например, высказывается мнение [231], что склонность к отпускной хрупкости определяется наличием в стали обычной выплавки поверхностно активной монооксида кремния SiO, растворимой также в твердой стали. Развитие отпускной хрупкости автор соответственно связывает с выделением и перемещением по границам блоков и зерен этой поверхностно активной примеси, а уменьшение отпускной хрупкости — с ее коалесценцией или диссоциацией. В связи с этим интересно заметить, что недавно обнаружена [201] на границах первичных кристаллов неметаллическая фаза, происхождение которой предположительно связано с SiO.

По предположению других авторов [104, 233 и др.] роль поверхностных явлений сводится к тому, что гетерофильные элементы, обладающие положительной внутренней адсорбцией, обогащают граничный слой зерна. При этом одни считают [104] причиной отпускной хрупкости переменную растворимость соответствующего элемента и выделение при медленном охлаждении избыточно растворенных фаз. Другие же [233] полагают, что отпускная хрупкость и в этом случае обусловливается выделением карбидной фазы. В другом исследовании [564] показано, что фосфор в результате межкристаллитной внутренней адсорб-

ции участвует в развитии отпускной хрупкости. Роль молибдена, по мнению авторов, сводится к тому, что он ослабляет межкристаллитную внутреннюю адсорбцию фосфора. Автор работы [428] считает непосредственной причиной отпускной хрупкости стали обратимое обогащение (путем притока и оттока) поверхностных слоев зерен феррита фосфором или его аналогом (сурьмой). Заметим, что этот вывод автор подтверждает и упомянутым выше недостаточно обоснованным «химическим» условием развития отпускной хрупкости.

Имеются гипотезы, связывающие проявление отпускной хрупкости с напряжениями [541] или «разрыхлением», надрывами [557], возникающими на границах бывшего аустенитного зерна при температурах развития хрупкости в результате выделения элементов из раствора в феррите и карбидных реакций.

Предпринятые некоторыми исследователями попытки обнаружить образующуюся по границам зерен охрупчивающую фазу под электронным микроскопом пока не увенчались полным успехом. В связи с этим возникли гипотезы [565, 566], объясняющие отпускную хрупкость равновесными граничными сегрегациями (см. стр. 34) без выделения новой фазы. Однако в тщательных выполненных электронномикроскопических исследованиях, дополненных интерферометрическими исследованиями и изучением микропрофиля шлифа [568], было показано, что развитию отпускной хрупкости соответствуют образование и рост прослойки новой фазы в граничном слое. Эти прослойки имеют вид прерывистых пленок, максимальная толщина которых не превышает 0,25—0,30 мк, а их суммарная протяженность составляет около 25% протяженности границ. В стали, подвергшейся высокотемпературной отпускной хрупкости (при 675° С), под электронным микроскопом была обнаружена фаза на границах зерен феррита [521].

В выдвинутой в свое время нами гипотезе [575, 970] мы объясняем развитие обратимой отпускной хрупкости образованием в граничном слое бывшего аустенитного зерна фазы, обладающей малой прочностью межатомной связи или имеющей слабую кристаллохимическую связь с основной фазой, что должно приводить к понижению сопротивления этого слоя отрыву. С точки зрения механики материалов это и является непосредственной причиной отпускной хрупкости [551], сказываясь в значительном повышении критической температуры хрупкости. Понижение сопротивления отрыву под влиянием процессов, вызывающих отпускную хрупкость, было установлено и экспериментально [569] при растяжении в жидком азоте гладких образцов.

О том, что принципиально возможно образование таких фаз в граничном слое в результате сегрегаций, было сказано на стр. 35 и 100. При этом следует учесть, что образующаяся фаза может иметь толщину всего в несколько атомных слоев и на данном этапе еще быть недоступной для изучения, а влияние температуры и кинетика процессов, вследствие специфических условий, существующих в граничном слое зерна, должны быть иные. Поэтому в стали, легированной разными элементами, а также в углеродистой стали фазы, обуславливающие отпускную хрупкость, как правило, должны быть различны.

Так, в углеродистой стали, отпускная хрупкость может быть связана с выделением фосфидов из пересыщенного твердого раствора в граничном слое зерна. С увеличением содержания марганца в стали, по-видимому, начинает преобладать в граничном слое фосфид марганца Mn_3P_2 , более стойкий, чем фосфид железа Fe_3P , и обладаю-

ший меньшей растворимостью в α -железе, чем последний. В связи с этим усиливается эффект отпускной хрупкости, обусловленной фосфидами. В стали, легированной другими элементами, основными фазами, образующимися в граничном слое зерна и обуславливающими отпускную хрупкость, по нашему мнению, могут быть либо σ -фазы (различные разновидности фаз этого типа), либо в определенных случаях — сверхструктуры, образуемые, например, при взаимодействии марганца с никелем, никеля с железом, марганца с никелем и железом. Дополнительную, но не главную роль и в таких сталях могут играть фосфиды марганца.

Температурный интервал, в котором развивается хрупкость, связан с равновесной температурой образования и диссоциации соответствующей фазы, а различные (не основные) легирующие элементы и примеси влияют на склонность стали к отпускной хрупкости в соответствии с их влиянием на скорость и температурную область образования соответственной фазы. Положительная роль молибдена и вольфрама по нашей гипотезе сводится к тому, что они сдвигают минимум на кинетической кривой образования σ -фаз к 650—850°С [см. 582, дискуссию к 584 и др.] и замедляют образование сверхструктур Ni_3Fe и Ni_3Mn . Из схемы рис. 182 следует, что смещение кинетической кривой должно привести к сильному замедлению развития отпускной хрупкости при обычных температурах (500—550°С), но к ускорению процесса при более высоких температурах. Как было отмечено выше, высокотемпературную хрупкость (при 650—700°С) молибден и вольфрам действительно не ослабляют, а усиливают [521].

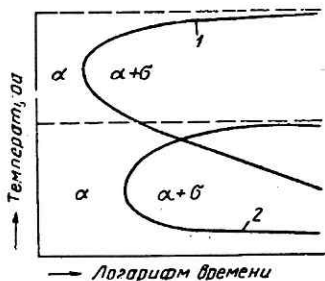


Рис. 182. Схема кинетических кривых образования σ -фазы в сплавах железо-хром:

- 1 — с молибденом или с вольфрамом;
2 — без молибдена

С точки зрения этой концепции можно также сравнительно просто объяснить влияние и различных других факторов, помимо состава, на отпускную хрупкость стали [см. 970].

Исследования Н. В. Казаковой и др. подтверждают основную схему нашей гипотезы, но показывают, что взаимодействие элементов, приводящее к развитию отпускной хрупкости в стали, в действительности еще сложнее. По мнению самих авторов этих исследований выделение охрупчивающей фазы на границах зерен обусловлено уменьшением растворимости некоторых элементов в α -основе. В действительности, по-видимому, в зависимости от состава стали и самой фазы возможно и то, и другое.

Из сказанного видно, что единой, законченной и полностью подтвержденной теории обратимой отпускной хрупкости пока еще нет.

Необратимая хрупкость

По вопросу о природе необратимой хрупкости также имеется несколько гипотез. Одни связывают это явление с превращением остаточного аустенита [207 и др.]; другие — с процессами в карбидной фазе при разложении мартенсита [209, 188 и др.] (в настоящее время наи-

более принятое объяснение); третьи — с образованием тонкой сетки феррита на границе бывшего аустенитного зерна [546]; четвертые — с когерентностью решеток выделяющихся карбидов и исходной мартенситной фазы. Высказывалось также мнение об общности механизма возникновения необратимой и обратимой хрупкости [574] без уточнения самого механизма.

Однако ни одна из этих гипотез не может объяснить полностью процессы, ответственные за необратимую хрупкость. Действительно, изменение ударной вязкости у обработанной холодом стали при температурах отпуска выше 200°C лишь очень редко следует схеме рис. 183. Этот экспериментальный факт заставил, например, М. А. Гроссмана, одним из первых высказавшегося за «аустенитную» концепцию, отказаться от нее.

Давно замеченное наличие минимума на кривой ударной вязкости при среднем отпуске у стали, содержащей даже весьма малые количества углерода, а в последнее время и у легированного феррита [549], также не позволяет связывать необратимую хрупкость с остаточным аустенитом. Наконец, и температуры отпуска, которым соответствуют минимум ударной вязкости и конец превращения аустенита, как показывает ряд опытов [324], могут значительно различаться. В связи с этим, а также в результате более новых собственных исследований [548] от «аустенитной» гипотезы отказался и другой ее сторонник — В. Д. Садовский.

«Карбидная» гипотеза считает основной причиной необратимой хрупкости пластинчатую форму цементита, образующегося при отпуске мартенсита в интервале температур $200\text{—}350\text{—}400^{\circ}\text{C}$, а дальнейшее возрастание вязкости — результатом сфероидизации карбидов. Однако экспериментально недостаточно подтверждается роль пластинчатой формы карбидов [см. 480]. Кроме того, без учета протекания процесса в граничном слое зерна трудно объяснить, почему падение ударной вязкости не сопровождается изменением большинства других свойств стали. Это относится и к гипотезе, связывающей необратимую хрупкость с когерентностью решеток карбида и твердого раствора α . Обычно, в частности при дисперсионном твердении, с когерентностью решеток новой и старой фаз связывают повышение твердости, которым необратимая хрупкость не сопровождается.

Мы предполагаем, что первопричина, создающая возможность возникновения отпускной хрупкости, для обратимого и необратимого ее видов одна и та же — равновесные сегрегации в граничном слое аустенитного зерна, и что оба вида хрупкости являются результатом процессов, протекающих в граничном слое зерна. Об этом свидетельствует, в частности, то, что в обоих случаях разрушение чаще всего межкристаллическое, в обоих случаях повышается критическая температура хрупкости и почти не изменяются твердость и другие свойства стали. Однако природа процессов в граничном слое, приводящих к хрупкости, совершенно различна. Выделение в граничном слое

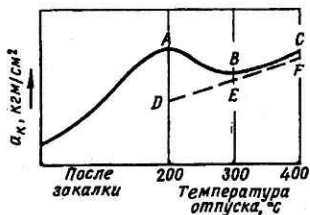


Рис. 183. Ожидаемый ход кривой ударной вязкости (DEF) в случае отсутствия остаточного аустенита в структуре стали и фактический ход кривой (ABC)

карбидов и их коагуляция до «критической» степени дисперсности должны привести к понижению его сопротивления отрыву, а следовательно, к повышению критической температуры хрупкости и межкристаллическому разрушению стали. Таковую же роль должно играть превращение в граничном слое остаточного аустенита в мартенсит.

В нелегированной стали, у которой ударная вязкость после отпуска при 200°C еще мала, и падение ее будет невелико. Лишь при повышенном содержании углерода (больше карбидов) или при попадании в граничный слой случайных и остаточных элементов эффект может быть значительным. В легированной стали элементы, задерживающие отпуск мартенсита, должны сдвинуть хрупкость в сторону более высо-

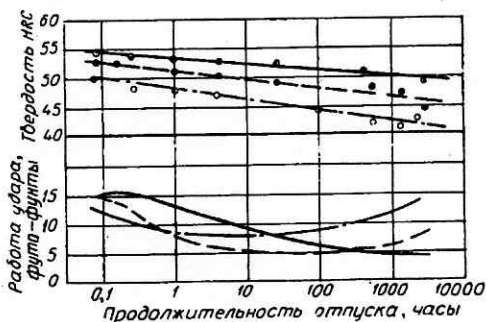


Рис. 184. Кинетика развития необратимой отпускной хрупкости в стали с 0,41% С, 0,91% Мп, 0,32% Si, 0,08% Cr, 3,31% Ni, закаленной с 815°C в воде:

— отпуск при 200°C ;
 - - - - - то же, 260°C ;
 - · - · - то же, 315°C

ких температур. Таковы кремний и (в меньшей степени) хром, а также другие карбидообразующие элементы. Последние могут вызвать новое необратимое падение ударной вязкости при более высоких температурах отпуска за счет выделения и коагуляции в граничном слое специальных карбидов. Такое же новое падение при более высоких температурах могут вызвать элементы, способствующие увеличению в граничном слое количества и устойчивости остаточного аустенита за счет превращения его в мартенсит. Таковы марганец, хром и частично никель.

Таким образом, отпускная хрупкость этого вида должна быть необратимой, так как вызывается необратимыми процессами в граничном слое. Поэтому она не зависит от скорости охлаждения после отпуска. Предварительная же закалка в этом случае в отличие от обратимой хрупкости необходима не только для того, чтобы за счет быстрого охлаждения задержать избыточные элементы в граничном слое, но и для получения в нем достаточного количества мартенсита или обогащенной углеродом γ -фазы. Поэтому после изотермической закалки при температурах нижней части промежуточной области развитие необратимой хрупкости замедляется, а при температурах выше 300°C она вообще не наблюдается.

Кинетика развития необратимой отпускной хрупкости, как видно

из рис. 184 [546], внешне такая же, как и для обратимой хрупкости. Но природа ее, по нашему мнению, иная. Это — кинетика «дисперсионного твердения», связанная с выделением и коагуляцией карбидов в граничном слое.

Но и вне зависимости от равновесных сегрегаций необратимая хрупкость может быть обусловлена уже тем, что карбиды, как и другие фазы, в граничном слое выделяются раньше, чем в зерне. Авторы работы [480], считая этот фактор основным, придают также значение снижению поверхностной энергии границ зерен, полагая, в частности, что малые добавки бора и алюминия, термомеханическая обработка, выплавка в вакууме могут уменьшать необратимую хрупкость, влияя на величину поверхностной энергии границ зерен.

4. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Низкие температуры — не только средство выявления склонности стали к хрупкому разрушению вообще, но во многих случаях, например для деталей холодильных машин, химической аппаратуры, машин и приборов, работающих в условиях зимы, больших высот, ракетных деталей (сосудов для сжиженных газов) и т. п. — непосредственно рабочие температуры. В таких случаях легирование стали некоторыми элементами дает также возможность сохранить ее механические свойства при низких рабочих температурах на достаточно высоком уровне.

При статическом растяжении значения предела текучести и предела прочности стали с понижением температуры резко возрастают, как это видно, например, из табл. 25 [236] для ряда легированных конструкционных сталей. Повышению прочности на разрыв при низких температурах сопутствует и значительное повышение усталостной прочности. При низких температурах наблюдалась также площадка текучести у аустенитных сталей (см. стр. 32), которые при комнатной температуре ее не дают.

Повышение характеристик прочности стали сопровождается обычно падением ее пластичности — относительного удлинения и сужения (табл. 25 и 26). При критической температуре хрупкости начинается также резкое падение ударной вязкости. Уменьшение или предотвращение хладноломкости, т. е. падения пластичности и вязкости, и составляет сущность проблемы изыскания стали для деталей, работающих при низких и весьма низких температурах.

В настоящее время, особенно в связи с применением (например, в ракетах) жидкого гелия, исследованы свойства многих металлов и сплавов при температурах 4,2—1,3° К. Оказалось¹, что пластичность при этих температурах сохраняется, а у некоторых металлов и возрастает. У железа сильно повышается предел текучести, а пластическая деформация локализуется (шейка), и на диаграмме наблюдается скачкообразная деформация. У металлов очень сильно повышается истинный предел прочности, приближаясь в некоторых случаях к теоретическому (например, у алюминия до 200 кг/мм²). У сплавов прочность по-

¹ См. О. В. Клявин. Автореферат кандидатской диссертации. Ленинград, 1961. Там же ссылка на ряд работ О. В. Клявина и А. В. Степанова. Также [585].

ТАБЛИЦА 25
ВЛИЯНИЕ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
НЕКОТОРЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Температура отжига °С	σ_b , кг/мм ²			δ , %			ψ , %		
		+17°С	-196°С	-253°С	+17°С	-196°С	-253°С	+17°С	-196°С	-253°С
25Н3	800	66	100	122	24	23	0	59	29	2
	680	70	109	129	21	21	9	71	47	57
12ХН2	800	51	86	119	25	20	0	75	52	2
	680	49	82	101	27	19	0	75	22	0
13Н5А	800	99	145*1	147*1	17	8*1	1*1	44	—*1	—*1
	680	96	127	142	16	17	7*2	52	43	62*2
12Н3*4	—	53,5	85,0*3	—	28	6*2	—	64	6*3	—
30ХМА	680	56	100	133	28	18	0	64	23	0
5ХНМ	800	80	120	142	17	15	1	55	30	4
2Х18Н9	1150	77	170	132*1	60	42	20*1	67	51	—*1

*1 Все разрывы были у шейки.
*2 Средние значения при пластическом разрыве.
*3 При температуре -162°С она имеет $\sigma_b = 78,7$ кг/мм²; $\delta = 34\%$ и $\psi = 66\%$, а при температуре -184°С ее $\sigma_b = 85$ кг/мм², $\delta = 11\%$ и $\psi = 13\%$.
*4 Для этой стали данные приводятся по С. J. Smithells. Metals reference book, v. II. London, 1955, p. 782.

ТАБЛИЦА 26
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Материал в его состоянии	+20°				-196°				-253°			
	σ_s кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	ψ %	S_K кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	ψ %	S_K кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	ψ %	S_T кг/мм ²
Сталь 45, нормализованная . . .	38,5	62	53	124,5	97	107	38	157	—	141	0	141
Сталь 18ХНВА . . .	105	126	63	224	131	170	54	270	151	180	3,1	186
Сталь 40Х, отпуск 200°	185	224	37	197	220	248	2,0	253	—	272	1,6	277
Армко-железо . . .	18,0	30	76	78	73	81	10	90	89	89	0	89
Сталь 1Х18Н9Т . . .	28	66	76	192	64	155	61	302	77	179	48	337
Бронза	27	42	48	74	36	59	50	108	42	69	45	115
Дюралюминий . . .	30	42	38	61	41	55	25	74	49	71	21	89

вышается слабее, так что при гелиевых температурах сплав (сталь) имеет меньшую прочность, чем металл-основа.

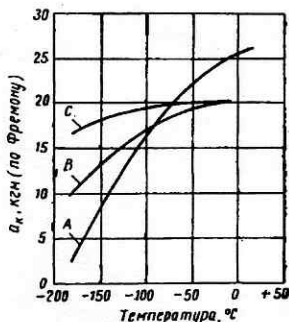
Физическая природа хладноломкости металлов и сплавов еще мало разработана. Повышение прочности при низких температурах, очевидно, объясняется уменьшением подвижности дислокаций (см. рис. 7). Однако ряд особенностей влияния низких температур теория дислокаций пока еще не может объяснить. Обычно считают, что металлы и

сплавы, имеющие кубическую гранецентрированную решетку, не хладноломки, а имеющие кубическую, пространственно центрированную, гексагональную, тетрагональную решетку, хладноломки. Действительно, например у латуни, имеющей гранецентрированную решетку, до температуры -180°C ударная вязкость либо не понижается, либо даже несколько повышается. Никель, медь, серебро, свинец, алюминий [236], а также аустенитная сталь, бронза, дюралюминий (см. табл. 26) [519] пластичны при весьма низких температурах. Молибден, имеющий объемноцентрированную кубическую решетку, при низких температурах становится хрупким. То же наблюдается у железа и перлитной стали (см. табл. 25 и 26).

Отсутствие хладноломкости у сплавов с гранецентрированной решеткой, по-видимому, является результатом их низкого предела теку-

Рис. 185. Влияние низких температур на ударную вязкость марганцевой и марганцевоникелевой аустенитной стали

Стали	Химический состав, %						
	C	Si	S	P	Mn	Cr	Ni
A	1,25	0,18	0,008	0,126	12,65	—	—
B	0,80	0,91	0,02	0,07	14,00	0,07	3,54
C	0,55	0,20	0,008	0,068	8,1	4,00	8,00



чести, более слабого повышения его с температурой и весьма высокого сопротивления отрыву в соответствии со схемой рис. 129. Первые две особенности у γ -фазы железных сплавов были объяснены с позиций теории дислокаций и межатомной связи на стр. 30. Что касается ее сопротивления отрыву, то оно должно быть высоким потому, что полная прочность металлической связи у нее, по-видимому, больше, чем у α -фазы (см. стр. 20).

Экспериментально сопротивление отрыву у γ -сплавов фактически еще не определено вследствие их высокой пластичности даже при температуре жидкого водорода. Но данные, приведенные для нескольких сплавов такого типа в табл. 26, позволяют считать, что их сопротивление отрыву действительно весьма велико.

Однако опытные данные не подтверждают наличия закономерной связи между типом кристаллической решетки и хладноломкостью. Так, у натрия, имеющего объемноцентрированную кубическую решетку, пластичность при низких температурах сильно возрастает; у магния с гексагональной решеткой она практически не меняется; висмут и галлий при 2°K хрупки, тогда как многие другие металлы пластичны (см. выше).

С другой стороны, и сплавы с гранецентрированной кубической решеткой бывают хладноломкими. Так, марганцовистая аустенитная сталь, как можно видеть из рис. 185 [см. 522] в отличие от никелевой аустенитной стали при -196°C становится весьма хрупкой, причем этот процесс обратим, т. е. он не вызывается образованием мартенсита. По

нашему мнению, это объясняется наличием в марганцовистой стали ковалентных связей, доля которых становится заметной при значительном содержании в ней марганца. Показательно, что введение в такую сталь никеля и особенно частичная замена марганца никелем и хромом (рис. 185) резко уменьшают ее хладноломкость [см. также 193]. Правда, одновременно здесь понижается и содержание углерода, но не это является причиной уменьшения хладноломкости, так как сталь с 35% Mn и только 0,22% C очень хрупка при -180° . Кроме того, в работе [559], в которой подтверждается сильное влияние никеля на уменьшение хладноломкости марганцевой аустенитной стали, наблюдалось, что сталь с 0,66% C и 12,8% Mn обладала даже большей хладноломкостью, чем такая же сталь с 1,1% C. Правда, авторы объясняют это исходя из возможности образования некоторого количества α -фазы под влиянием пластической деформации в процессе самого испытания. Соответственно они и влияние никеля объясняют повышением устойчивости аустенита против воздействия пластической деформации.

Сплавы и металлы с гранцентрированной кубической решеткой могут быть особенно подвержены хладноломкости в случае образования в граничном слое зерна той или иной низкопрочной фазы, что приводит к понижению сопротивления этого слоя отрыву. Так, например, межкуристаллическая хладноломкость наблюдалась [237] на литом алюминии со степенью чистоты 99,5%, тогда как на прессованном алюминии той же плавки, а также на литом, но со степенью чистоты 99,98%, этого явления не обнаруживалось. Межкуристаллическая хладноломкость наблюдалась этими исследователями и на аустенитной стали, в структуре которой содержались карбиды. Хладноломкость наблюдалась также у сплава меди с мышьяком (2,18%), с сурьмой (0,14—0,24%), с оловом. Это указывает на важное влияние примесей и условий термической обработки, способствующих получению тонкой пленки другой фазы по границам зерен. «Очищение» граничного слоя зерна от многих примесей приводит к уменьшению хладноломкости и у стали с объемноцентрированной решеткой. Об этом свидетельствует значительное понижение критической температуры хрупкости у таких сталей в случае выплавки их в вакууме [см. 587].

Недавно высказано положение [995], что явление хладноломкости вообще не является свойством кристаллической решетки, а связано с примесями, и что, по-видимому, любой металл с решеткой о. ц. к. при достаточной очистке будет пластичен даже вблизи абсолютного нуля. Такой вывод авторы делают из того факта, что ниобий повышенной чистоты при $1,4^{\circ}$ K был пластичен: его относительное удлинение составляло 8—10%, а относительное сужение было 50—60%, тогда как технический ниобий становится хрупким уже при 170° K.

Состав и условия термической обработки стали, работающей при низких температурах, следует выбирать исходя из того, что она должна иметь по возможности мелкое зерно, а ее предел текучести при одинаковом сопротивлении разрушению должен по возможности меньше повышаться с понижением температуры. Оба эти фактора в соответствии со схемой рис. 129 и 136 способствуют понижению критической температуры хрупкости. Как видно из табл. 26 и рис. 153, второе требование выполняется тем хуже, чем ниже значение предела текучести при комнатной температуре. Кроме того, такая сталь должна обладать достаточной прокаливаемостью при не слишком повышенной чувствительности к отпускной хрупкости.

Наиболее высокими значениями пластичности и ударной вязкости при низких температурах обладает сталь, подвергнутая закалке на мартенсит с последующим отпуском на сорбит, а наименьшими — в отожженном состоянии. Нормализация дает промежуточные значения пластичности и ударной вязкости. При сорбитной структуре сталь вообще обладает наиболее благоприятным для работы при низких температурах сочетанием характеристик механических свойств. Объясняется это, по-видимому, тем, что сопротивление отрыву, вследствие того, что оно сначала проходит через максимум, после высокого отпуска еще достаточно велико (см. рис. 131), а предел текучести при этом имеет умеренные значения.

Обратное наблюдается в стали, упрочненной за счет дисперсионного твердения. Объяснить это можно тем, что у такой стали предел текучести имеет высокие значения, а сопротивление отрыву мало, так как основа ее представляет собой феррит с крупным зерном.

Влияние состава конструкционной стали на ее механические свойства при низких температурах изучено наиболее широко для динамической нагрузки и в значительно меньшей степени — для статической нагрузки. У углеродистой стали пластичность при -196°C с увеличением содержания углерода до 0,25—0,3% возрастает, а затем снова уменьшается. При температуре -253°C и ниже влияние углерода нельзя установить, так как у всех углеродистых сталей удлинение равно нулю, а сужение близко к нулю. Углеродистые стали с 0,2—0,3% С обычного качества могут применяться только \sim до -30°C . Качественная углеродистая сталь с $\sim 0,1\%$ С и малыми добавками алюминия и ниобия пригодна до -40°C и даже до -50°C . Для работы при более низких температурах пригодны только легированные стали.

При выборе легирующих элементов решающим оказывается их влияние на положение критической температуры хрупкости. Основные положения об этом влиянии были подробно рассмотрены на стр. 228 применительно к легированному ферриту и могут быть перенесены также на интересующие нас здесь стали. Поэтому нет необходимости эти положения повторять. Из приведенных там данных следует, что никель наиболее надежно и сильно понижает критическую температуру хрупкости и способствует в большой степени сохранению пластичности при статической нагрузке до низких температур. Основное преимущество никеля проявляется при весьма низких температурах. Наряду с этим легирующие элементы должны обеспечить требуемую прокаливаемость, не вызывая повышенной склонности стали к отпускной хрупкости.

Вследствие этого никелевые, хромоникелевые и хромоникельмолибденовые конструкционные стали рекомендуются для применения в низкотемпературном машиностроении как наилучшие. При этом количество легирующих элементов, которое должно в них содержаться, определяется в основном прокаливаемостью и прорабатываемостью (на сорбит). Значительное улучшение вязкости при низких температурах и у этих сталей дает введение алюминия в количестве 0,05—0,1%. Содержание углерода рекомендуется иметь в пределах 0,2—0,3%. Хотя при более низком содержании углерода ударная вязкость при нормальной температуре может быть выше, при низких температурах, как правило, наблюдается обратное. Это, очевидно, связано с более сильным увеличением предела текучести с понижением температуры у малоуглеродистой стали.

Свойства никелевых, хромоникелевых и хромоникельмолибденовых

сталей разного состава при низких температурах см. в [522]. Обычно до -100°C при требуемом пределе прочности $90-120 \text{ кг/мм}^2$ предпочитают хромоникельмолибденовую сталь, а до -180°C (особенно от -150°C до -180°C) — никелевую сталь с $0,15\%$ С и $5-9\%$ Ni (при 9% Ni* и до -200°C). Еще лучше сталь с 9% Ni и 4% Со. Пригодны для применения при таких низких температурах дисперсионно твердеющие высокопрочные стали с $18-25\%$ Ni (см. стр. 319). При температуре жидкого водорода (-253°C) пригодной оказалась сталь с $0,1\%$ С, $0,55\%$ Mn, $1,2\%$ Cr, $3,25\%$ Ni и $0,1\%$ Mo, подвергнутая закалке в масле (с 830°C) и низкому отпуску (при $\sim 160^{\circ}\text{C}$). Высокопрочные и сверхпрочные стали, в том числе хромоникельмолибденовые и штамповая сталь с 5% Cr (стр. 321), при низких температурах имеют повышенную хрупкость и чувствительность к надрезу [см. 658].

Заслуживает внимания низколегированная хромоникельмедистая сталь, получившая промышленное применение в США [522] при температурах от -80 до -100°C . Эта сталь содержит $0,12\%$ С, $0,65-0,85\%$ Mn, $0,15-0,25\%$ Si, $0,65-0,85\%$ Cr, $0,5-0,75\%$ Ni и $0,45-0,65\%$ Cu. Никель вводится в нее главным образом для улучшения поверхности. Применяется эта сталь в нормализованном состоянии в листах толщиной $12-25 \text{ мм}$, подвергающихся сварке. Нормально в нее вводится для получения мелкого зерна $0,02-0,05\%$ Al. Однако в случае введения в нее около $0,2\%$ Al требуемые свойства при -100°C обеспечены более надежно, несмотря на то, что зерно в этом случае получается более крупным.

Склонность к отпускной хрупкости — основное препятствие для применения в низкотемпературном машиностроении сталей, не содержащих ни молибдена, ни никеля, например хромомарганцовистых, хромованадиевых и др. Некоторые исследования подтверждают, что и в сталях такого типа, как это можно ожидать на основании влияния хрома и марганца на хладноломкость (см. рис. 148 и 149), удается получать в случае достаточной прокаливаемости вполне удовлетворительную вязкость при низких температурах, если охлаждение после отпуска вести ускоренно. Иначе даже после отпуска при $650-680^{\circ}\text{C}$ низкотемпературная ударная вязкость оказывается слишком малой. Так, до -80°C применяется марганцевоалюминиевая (с 1% Mn и $0,3-0,4\%$ Al, $\sigma_s = 25 \text{ кг/мм}^2$) и хромомарганцовистая (с $1,5\%$ Cr и $1,5\%$ Mn) сталь, а до -160°C пригодна водородоустойчивая сталь с $0,12\%$ С, 6% Cr, $0,15\%$ V [см. 481].

Интересно отметить, что у автоматной стали, содержащей больше $0,1\%$ S, ударная вязкость с понижением температуры, по нашим опытам, падает очень медленно и сохраняет высокие значения даже при температуре жидкого воздуха, если сталь была подвергнута закалке на мартенсит с последующим отпуском на сорбит. Причина пониженной склонности такой стали к хрупкому разрушению заключается, по-видимому, в том, что мелкие включения сульфидов марганца препятствуют распространению трещины, аналогично тому, как это наблюдается у серого и ковкого чугуна.

Наименьшее падение пластичности и вязкости при низких температурах наблюдается у аустенитных сталей. Поэтому они наиболее надежны для ответственных деталей машин и аппаратов, рабо-

* Сталь с 9% Ni в последнее время уделяется много внимания. О ее составе, обработке и свойствах см. [195, 240, 518, 1013].

тающих при особо низких температурах. Для этой цели можно применять не только хромоникелевые, типа 1X18H9T, но и более экономичные аустенитные стали с марганцем. Кроме обычных коррозионностойких сталей, легированных марганцем [см. 611], для применения при низких температурах были рекомендованы [658], например, стали с 0,06% С, 17% Мп и 11% Сг, с 0,22% С, 13% Мп и 5% Ni. В Германии применяются [см. 193] стали с 0,3—0,4% С, 18—22% Мп и 3% Сг (до —180°С).

Решающую роль играет устойчивость аустенита, так как работа под нагрузкой при низких температурах способствует превращению аустенита в мартенсит. Поэтому для работы при температуре жидкого водорода (—253°С) в ракетных двигателях наиболее пригодной оказалась сталь с 15% Сг и 26% Ni (кроме того, 1,5% Мп, 1,3% Мо, 2% Ti, 0,3% V, 0,005% В). Устойчивость аустенита определяет также возможность использования при низких температурах аустенитных сталей, упрочненных наклепом. Так, сталь 25-20 (25% Сг, 20% Ni), наклепанная даже до 75%, сохраняла пластичность и вязкость при —253°С, тогда как в сталях 18-10, 18-9 и особенно 17-7 уже при —196°С появлялось большое количество мартенсита. Степень охрупчивания зависела при этом от количества внедренных атомов. Сталь 18-10, содержавшая только 0,023% С, оставалась еще вязкой, а сталь 17-7 с 0,125% N (при 0,1% С) становилась более хрупкой, чем та же сталь без азота. Отрицательно влияет также (кроме углерода и азота) кислород, кремний, фосфор, сера. Упрочняемые дисперсионным твердением аустенитно-мартенситные стали (типа 17-7 PH и др., см. стр. 622) при —253°С обладают большой хрупкостью. Низкотемпературные свойства более значительно понижаются в сварных узлах, чем у основного металла, особенно при повышенном содержании углерода в стали. Поэтому, если закалка после сварки невозможна, рекомендуют применять специальные (никелевые) электроды [658].

5. АНИЗОТРОПНОСТЬ СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Из механических характеристик монокристалла железа естественная анизотропия присуща только модулю упругости и в некоторой степени твердости (см. стр. 52). Поэтому сталь в литом состоянии по свойствам прочности изотропна; по пластичности же и вязкости литая сталь большей частью обладает незначительной анизотропностью, которая обуславливается направленностью кристаллизации.

С увеличением степени обжатия, или «степени уковки» слитка анизотропность пластичности и вязкости стали усиливается. Эта анизотропность свойств также в основном связана не с установлением кристаллической текстуры при деформировании, а является следствием вытягивания некоторых структурных составляющих стали, главным образом пластичных при высокой температуре неметаллических фаз, стойких карбидов, нитридов и др., в направлении деформирования. Поры и особенно дендритная ликвация, получающиеся в слитке, также являются одной из основных причин значительной анизотропности механических свойств проката или поковок.

Анизотропность свойств конструкционной стали имеет важное практическое значение. В некоторых случаях она используется. Примером может служить рессорная и пружинная сталь. В большинстве же слу-

чаев, особенно для крупных поковок в тяжелом общем и специальном машиностроении, для трубчатых поковок и др. анизотропность обуславливает пониженные свойства у изделий, нагруженных «поперек волокна». Поэтому изучению анизотропности посвящено много работ.

При этом установлено, что с увеличением степени уковки пластичность и вязкость изменяются, как правило, по схеме рис. 186. При степени уковки больше ~ 12 анизотропность практически становится постоянной. Характеристики сопротивления стали пластической деформации вдоль и поперек направления деформирования имеют практически одинаковые значения. Сопротивление же разрушению S_k зависит от

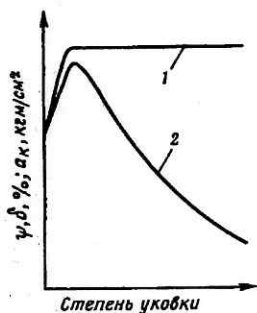


Рис. 186. Схема изменения механических свойств в зависимости от степени уковки на продольных (1) и поперечных (2) образцах относительно волокна

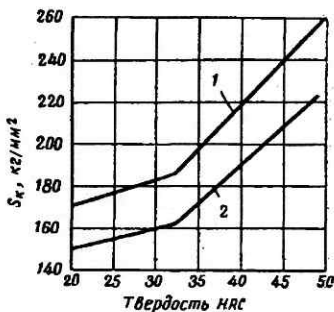


Рис. 187. Значения сопротивления разрушению у продольных (1) и поперечных (2) образцов ванадиевой стали с 0,4% С, закаленной (с 900°С) и отпущенной на разную твердость

направления деформирования, будучи меньше поперек этого направления, как это видно, например, из рис. 187. Значительную анизотропность показывает и предел усталости.

Обычно количественной характеристикой анизотропности служит коэффициент анизотропности α , представляющий собой отношение свойств вдоль волокна к свойствам поперек волокна¹. Иногда анизотропность характеризуют обратным отношением, выражая его в процентах. И. Н. Голиков [595] рекомендует характеризовать степень анизотропности коэффициентом

$$n = \frac{1}{2} \left(\frac{\psi_{\text{прод}}}{\psi_{\text{попер}}} + \frac{\alpha_{\text{к прод}}}{\alpha_{\text{к попер}}} \right).$$

При этом у изотропного металла $n = 1$. В одном и том же направлении свойства зависят от угла, составленного осью испытываемого образца с направлением деформирования (см. табл. 29 и рис. 190). Можно считать, что степень анизотропности тем больше, чем при меньшем значении угла с направлением деформирования начинается падение пластичности и вязкости. Поперечное направление не всегда наихудшее. В некоторых случаях, например у углеродистой стали в отожженном состоянии, наихудшие свойства наблюдаются под углом 60—75° к направлению деформирования [589].

¹ У плоских заготовок следует различать два поперечных направления.

Анизотропность пластичности связывают с неравномерным протеканием пластической деформации в объеме кристалла [616]. В данном случае вследствие концентрации напряжений на границах зерен, создаваемой посторонними фазами, у границ величина деформации должна быть больше, чем в центре зерен, причем эта разница у поперечных образцов будет больше, чем у продольных. Поэтому у продольных образцов разрушение наступает при большей средней деформации, чем у поперечных. Так как коэффициент упрочнения вдоль и поперек волокна одинаков, то меньшие значения сопротивления разрушению S_k и ударной вязкости поперек волокна считают следствием значительного понижения предельной пластичности на поперечных образцах.

Нам, однако, кажется более вероятным, что уменьшение предельной пластичности у поперечных образцов не причина, а следствие понижения сопротивления разрушению S_k . Вытянутые в направлении деформирования низкопрочные посторонние фазы понижают S_k . Поэтому поперечные образцы разрушаются преждевременно, до исчерпания их пластичности, которая сама по себе не отличается от таковой у продольных образцов. При таком подходе легче объяснить то обстоятельство, что характеристики сопротивления пластической деформации не анизотропны. В этом случае нет также необходимости считать, что вытянутые вдоль заготовки включения располагаются в основном по границам зерен; произвольное их расположение в зерне в подавляющем большинстве случаев наблюдается и в действительности.

Если считать первичным следствием деформирования слитка понижение S_k в поперечном направлении, то количественной характеристикой анизотропности принципиально правильнее брать степень изменения именно этой величины [см. также 512]. Удобней, однако, пользоваться коэффициентом α или n .

В исследовании [616] на углеродистой и хромомолибденовой стали было показано, что критическая температура хрупкости на поперечных образцах практически такая же, как на продольных. Так как величина предела текучести не зависит от направления деформирования, то авторы в соответствии со схемой рис. 129 считают, что сопротивление отрыву также не анизотропно. Заметим, однако, что на закаленных инструментальных сталях наблюдается анизотропия сопротивления отрыву даже в случае отсутствия в них карбидной неоднородности.

Возможно, что малая анизотропность критической температуры хрупкости связана с тем, что сопротивление разрушению S_k , будучи при комнатной температуре меньше у поперечных образцов, так же как предел текучести возрастает с понижением температуры. В таком случае должно быть принципиально возможно и некоторое повышение, и некоторое понижение критической температуры хрупкости у поперечных образцов, что, вообще говоря, иногда также наблюдается (см., например, [961]).

Повышение ударной вязкости на продольных образцах параллельно понижению ее на поперечных, по-видимому, объясняется тем, что продольные образцы в данном случае можно до некоторой степени уподобить составным с прослойками, образуемыми вытянутыми фазами; у таких образцов работа разрушения значительно повышена [591].

При прочих равных условиях степень анизотропности свойств, как установлено в ряде исследований [41, 512, 590], увеличивается с повышением уровня прочности стали. В частности, у низкоотпущенной стали

коэффициент анизотропности обычно больше, чем у высокоотпущенной. Это видно из табл. 27 [592] для стали 40ХНМА.

ТАБЛИЦА 27

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОДОЛЬНЫХ (А) И ПОПЕРЕЧНЫХ (Б) ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 40ХНМА ПОСЛЕ ОТПУСКА ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Температура отпуска °С	σ_b , кг/мм ²		$\sigma_{a_k}^*$, кг/см ²			ψ , %		
	А	Б	А	Б		А	Б	α_{ψ}
Закалка	218,7	185,0	4,64	1,79	2,62**	21,7	1,7	—
100	213,5	192,5	5,06	2,10	2,47	25,0	1,0	—
200	190,6	188,3	8,88	3,22	2,7	43,1	16,9	2,55
300	165,8	165,8	4,56	1,72	2,6	49,2	12,7	3,9
400	149,9	149,6	4,81	2,37	2,0	43,5	11,3	3,9
500	120,8	120,4	7,81	4,90	1,6	53,0	23,0	2,3
560	106,2	105,7	12,00	6,94	1,75	59,3	33,2	1,8
600	102,5	102,0	13,61	8,48	1,6	61,6	33,9	1,8
650	85,0	85,2	18,85	11,59	1,65	64,0	44,3	1,45

* α — коэффициент анизотропности, подсчитан нами.
 ** Знаки ? поставлены нами.

Из рис. 188 [235], иллюстрирующего усиление отрицательного влияния ликвации на анизотропность с увеличением степени уковки, одно-



Рис. 188. Влияние степени уковки и ликвации на коэффициент анизотропности механических свойств:
 а — относительное сужение; б — относительное удлинение;
 в — ударная вязкость;
 1 — без заметной ликвации (электросталь); 2 — то же, (марте-
 новская сталь); 3 — развитая ликвация; 4 — очень развитая лик-
 вация

временно следует, что у мартеповской стали анизотропность проявляется в большей степени, чем у электростали. Это подтверждается и многими другими исследованиями [593, 595]. Широко распространено (особенно в Англии) также мнение, что кислая мартеповская сталь для поковок, нагруженных в радиальном направлении, лучше основной. Однако послевоенный опыт и дополнительные исследования [594] показывают, что и для таких поковок основная мартеповская сталь может обеспечить свойства, равноценные кислой мартеповской и электростали, при тщательном ведении процесса выплавки и здоровом слитке. В частности, сообщается, что в Западной Германии после войны было изготовлено

без брака из основной мартеновской стали очень большое количество поковок для роторов и турбинных валов.

Значительное уменьшение анизотропности электростали в основном за счет повышения пластичности и вязкости поперечных образцов, как видно из некоторых данных, приведенных в табл. 28 [956], достигается при выплавке ее с обработкой металла в ковше жидким синтетическим известково-глиноземистым шлаком. Это является следствием

ТАБЛИЦА 28

ВЛИЯНИЕ ВЫПЛАВКИ С ОБРАБОТКОЙ МЕТАЛЛА В КОВШЕ
ЖИДКИМ СИНТЕТИЧЕСКИМ ШЛАКОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ЭЛЕКТРОСТАЛИ НЕСКОЛЬКИХ МАРОК

(продольные — числители и поперечные — знаменатели — образцы)

Марка стали	Вариант технологии ¹	σ_b , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	σ_R , кг/см ²
40ХНМА	Обычная	104,5	16,1	59,7	13,5
		108,0	11,4	37,4	7,5
	I	107,2	16,7	59,5	14,8
		105,9	13,8	47,0	10,5
	II	108,5	15,3	60,0	13,2
		106,9	13,7	51,5	9,8
30ХГСА	Обычная	115,7	12,6	46,9	6,8
		114,1	6,4	21,9	3,2
	I	117,5	13,0	51,3	7,9
		118,1	9,8	39,6	4,7
	II	115,3	13,5	52,4	7,0
		113,9	10,3	40,3	4,0
18ХНВА	Обычная	130,9	13,6	60,9	13,6
		126,9	8,5	38,5	6,7
	I	132,6	14,2	61,3	14,1
		131,3	11,5	45,1	8,8
	II	129,0	13,8	62,6	15,1
		130,3	10,1	43,2	7,4
12Х2Н4А	Обычная	129,4	12,3	63,2	13,2
		128,1	7,4	34,4	5,6
	I	131,0	12,7	62,2	13,9
		131,3	9,3	45,0	6,6
	II	133,9	13,7	58,3	15,2
		133,0	10,2	47,6	5,6

¹ Вариант I — без присадок руды в рафинировку, вариант II — с рафинировкой под окисленным шлаком.

более низкого содержания серы (на 40—50%) и значительно меньшего количества неметаллических включений, чем у той же стали обычной выплавки. Еще большее уменьшение коэффициента анизотропности дает электрошлаковый переплав расходуемого электрода [см. 347].

Благодаря меньшему содержанию в стали газов и неметаллических включений и более равномерному их распределению значительно уменьшается анизотропность свойств и при обработке жидкой стали

в вакууме, особенно по методу вакуумирования струи и сифонирования [см. 957]*. Выплавка или переплавка в дуговой вакуумной печи с расходуемым электродом, как видно из

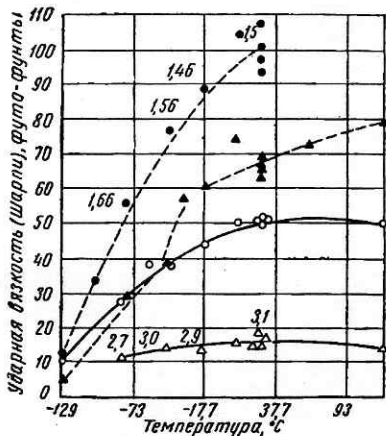


Рис. 189. Влияние переплавки в дуговой вакуумной печи с расходуемым электродом на анизотропность хромоникелевой стали. Вакуумная плавка:

● — продольные; ▲ — поперечные. Открытая плавка: ○ — продольные, △ — поперечные. Цифры у кривых (поставлены нами) — коэффициент анизотропии

задает укрупнение зерна. Эффект дает даже удлинение обычного нагрева заготовок перед прокаткой. У деформированного металла гомогенизация уменьшает анизотропность на 25—30% сильнее, чем у литого. Поэтому лучше удлинять нагрев последней промежуточной заготовки.

Имеются данные, позволяющие предполагать, что у крупных поковок характеристики пластичности и вязкости, особенно относительное сужение, на образцах, вырезанных из внутренних слоев в тангенциальном направлении к оси поковки, резко понижены из-за повышенного содержания водорода в этих слоях. Такое предположение было высказано в свое время А. Д. Крамаровым. Опыты, проведенные на термически обработанных поковках диаметром 700 мм из хромоникельмолибденованадиевой стали [598], 980 мм из хромоникельмолибденовой и 1200 мм из хромоникелевой стали [597], показали, что длительный дополнительный отпуск (от 4 до 120 ч) при температурах, более низких, чем температура предшествующего отпуска, повышает пластичность на тангенциальных образцах из глубинных слоев, не вызывая заметного изменения характеристик прочности. Это, а также непосредственное

* Так, на поковке диаметром 1220 мм и весом 70,5 т для вала турбогенератора 500 т, квз из стали с 0,35% С; 1,41% Cr; 3,11% Ni; 0,43% Mo и 0,14% V, выплавленной с вакуумированием струи, были получены (А. Шкатова и А. Чайковская) следующие средние свойства (числитель — продольные, знаменатель — тангенциальные образцы):

σ_s , кг/мм² 69,5/67,9
 σ_b , кг/мм² 82,0/81,7
 δ , % 22,4/20,0

ψ , % 66,4/57,0
 σ_{τ} , кг/см² 21,9/13,7

серийных кривых рис. 189 [959] для хромоникелевой стали, приблизительно в два раза уменьшает коэффициент анизотропности, повышая одновременно общий уровень ударной вязкости.

Высокотемпературный диффузионный отжиг слитков и особенно заготовок должен уменьшить анизотропность свойств стали за счет ослабления ликвации. Некоторые американские и отечественные исследователи считают, правда, что такой отжиг не оказывает существенного влияния на свойства поперечных образцов и, как правило, не оправдывает себя [589]. Однако в ряде работ, особенно в исследовании [595], было найдено существенное положительное влияние гомогенизации при 1150—1250° С. Наиболее сильно сказываются первые часы выдержки. Поэтому выдержка может быть небольшой, что надежнее предотвращает

определение содержания водорода [597] подтверждают предположение о важной роли последнего в данном явлении.

Это явление позднее было замечено также в США в связи с тяжелыми авариями роторов и было практически устранено путем обработки струи жидкого металла в вакууме, что приводит к сильному понижению содержания водорода в глубинных слоях крупных поковок [см. 962].

Так как основным фактором, определяющим анизотропность свойств стали, является ее неоднородность, то влияние легирующих элементов в этом направлении также определяется прежде всего тем, в какой степени тот или иной элемент способствует усилению ликвации

и образованию определенных неметаллических фаз. Из последних наиболее неблагоприятны сульфиды, вследствие чего сера в этом отношении особенно вредна. Из примеров, приведенных в табл. 29 и на рис. 190*, относящихся к ковальному ферриту с 0,03% С, на котором явление может быть изучено в наиболее чистом виде, можно заключить, что легирование феррита большим количеством серы действительно сильно понижает ударную вязкость под углом больше 45° С. Однако одновременное легирование такого феррита марганцем дополнительно увеличивает коэффициент анизотропности под углом 90° С почти вдвое, тогда как введение никеля или молибдена влияет лишь очень незначительно. Тот факт, что у феррита, легированного только марганцем (табл. 29), ударная вязкость падает значительно меньше, и то лишь под углом 90° С, показывает, что на анизотропности сказывается в основном образование сульфидов марганца, а не прямое влияние этого элемента. Слабее сказывается и образование закиси марганца, хотя последняя, будучи пластичной фазой при температурековки, вообще говоря, также может быть причиной анизотропности свойств стали.

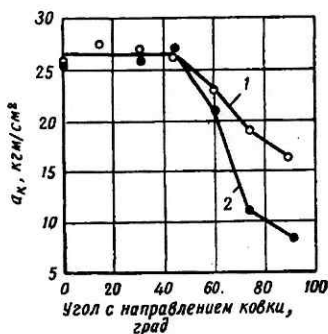


Рис. 190. Ударная вязкость под разными углами с направлениемковки у феррита с 0,03% С, легированного серой и марганцем: 1 — 0,094% S; 2 — 0,09% S + 1,14% Mn

ТАБЛИЦА 29

ВЛИЯНИЕ СЕРЫ ОТДЕЛЬНО И В КОМБИНАЦИИ С ДРУГИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ НА АНИЗОТРОПНОСТЬ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ КОВАНОГО ФЕРРИТА В НОРМАЛИЗОВАННОМ СОСТОЯНИИ

Угол с направлениемковки град.	$\alpha_k, \text{кгм/см}^2$, при содержании					
	0,83% Mn	1,53% Mn	0,094% S	0,09% S + 1,14% Mn	0,10% S + 1,39% Ni	0,074% S + 0,49% Mo
0	30,1	22,3	25,4	25,2	24,1	28,8
15	25,4	—	27,5	—	26,1	27,5
30	28,6	22,1	27,0	25,4	24,0	29,4
45	30,5	24,5	26,3	27,6	24,0	27,4
60	33,1	24,8	23,0	21,1	21,2	26,3
75	31,8	24,8	18,9	11,0	18,5	21,5
90	13,8	13,7	16,5	8,5	14,1	13,0

* По исследованиям автора совместно с А. Ф. Захаровой.

Таким образом, марганец с точки зрения свойств поперечных образцов является вредным элементом, особенно при повышенном содержании серы в стали. Еще более отрицательно влияет повышенное содержание кремния (рис. 191). На низколегированной хромоникельмолибденовой стали было показано [590], что повышение содержания кремния от 0,27 до 1,26% приводит к резкому понижению ударной вязкости поперечных образцов в интервале температур от -20 до -100°C стали с $\sigma_b = 85-90 \text{ кг/мм}^2$ и почти не влияет у стали с $\sigma_b = 125-130 \text{ кг/мм}^2$. Эта особенность влияния кремния, а также то, что оно поч-

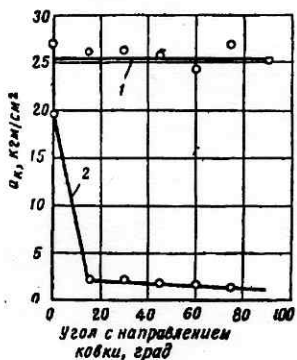


Рис. 191. Влияние кремния на ударную вязкость феррита под разными углами с направлением ковки:
1 — 0,51% Si; 2 — 1,11% Si

ти не проявляется при содержании его меньше 1%, показывает, что действие кремния обусловлено не только его окислами, как принято обычно считать [см. 41], но и какими-то дополнительными факторами. Вероятно, общее понижение кремнием пластичности феррита усиливает чувствительность последнего к концентрации напряжений, что сказывается особенно резко на ударной вязкости в направлении, не совпадающем с направлением деформирования.

Хром, никель и молибден в хромоникельмолибденовой стали, как видно из рис. 192 [590], практически не влияют на ударную вязкость поперечных образцов, определенную при температурах от комнатной до -180°C . Хром при содержании его от 0,9 до 2,8%, а также молибден и вольфрам, введенные в феррит с 0,03% С, не понижают его ударной вязкости в нормализованном состоянии под всеми углами к направлению прокатки вплоть до 90°C (рис. 193). Однако никель в количестве 3,5% несколько понижает ударную вязкость под углами больше 45°C , что может объясняться его ликвацией (рис. 193).

Углерод при содержании его в пределах от 0,3 до 0,5% в высокоотнущенной легированной стали понижает относительное сужение и ударную вязкость поперечных образцов при одинаковом значении предела прочности. При этом степень его влияния с понижением тем-



Рис. 192. Ударная вязкость хромоникельмолибденовых сталей с 0,29% С при низких температурах на поперечных образцах. Стали закалены и отпущены при 600°C ; $\sigma_b = 133 \text{ кг/мм}^2$

Условные обозначения	Химический состав, %		
	Mo	Cr	Ni
○	0,52	1,05	2,48 (основа)
●	0,94	1,05	2,48
□	0,52	1,71	2,48
■	0,52	1,05	3,33

пературы становится меньше. Присадка бора несколько ухудшает в поперечном направлении вязкость стали, в которую он введен, при одинаковой прокаливаемости. Если же основа обладает недостаточной прокаливаемостью, а бор повышает ее, то за счет этого он повышает также ударную вязкость поперечных образцов [590].

Малые добавки некоторых элементов, образующих стойкие окислы, карбиды и нитриды, увеличивают анизотропность. Особенно заметно влияют добавки титана и алюминия, тогда как ванадий ни в виде малой добавки (0,03—0,05%), ни в количестве, которое обычно вводят в конструкционную сталь, на пластичность и ударную вязкость в поперечном направлении практически не влияет. Отсюда можно заключить, что отрицательное влияние титана и алюминия обусловлено в основном образуемыми ими нитридами и в значительно меньшей степени окислами и карбидами.

Следует сказать, что вредное влияние некоторых легирующих элементов на анизотропность, поскольку оно в основном не прямое, а косвенное, может быть значительно ослаблено металлургическими приемами, уменьшающими в стали общее количество сульфидов и других неметаллических фаз. В частности, имеются сообщения [590, 289] о повышении пластичности и ударной вязкости в поперечном направлении, достигнутом при введении в сталь лигатуры из редкоземельных элементов: церия, лантана, празеодима, неодима, самария и др. (мишметалла или «ланцерампа», см. также стр. 331). По-видимому, такой эффект объясняется главным образом тем, что, образуя стойкие сульфиды, эти элементы снизили содержание серы в стали (с 0,027 до 0,010%). Уменьшение общего содержания водорода в стали также должно приводить к улучшению свойств на поперечных образцах.

Уменьшение анизотропности свойств может быть достигнуто и за счет условий деформирования слитка и регулирования степени уковки. В частности, положительные результаты дает ковка с осадкой. Свойства поперечных образцов из внутренних слоев крупных поковок под влияниемковки с осадкой не ухудшаются, вероятно, потому, что при этом не изменяются степень и расположение дендритной ликвации [см. 594]. Особенно это относится к хромомолибденовой стали, у которой во внутренних слоях слитка не наблюдается таких крупных первичных кристаллов, как в легированной никелем стали. Поэтому влияниековки с осадкой как фактора, способствующего улучшению свойств внутренних слоев за счет разрушения крупных кристаллов, здесь также не называется. Но в ряде случаев ковка с осадкой может быть применена для получения крупной поковки из относительно небольшого слитка. Так как в малом слитке дендритная ликвация и другие пороки выражены значительно слабее, то и анизотропность свойств в такой поковке будет меньше.

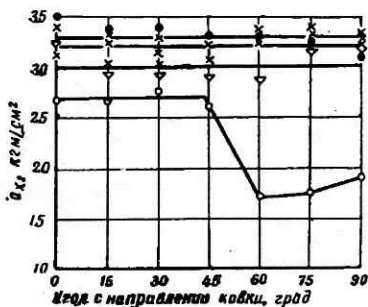


Рис. 193. Влияние хрома, никеля, молибдена и вольфрама на ударную вязкость феррита под разными углами с направлениемковки:

O — 3,45% Ni; ● — 2,11% W; ▽ — 0,28% Mo; X — 0,88%, 1,7% и 2,78% Cr

Что касается степени уковки, то величина ее, при которой пластичность и ударная вязкость в поперечном направлении в соответствии со схемой рис. 186 достигают максимума, зависит не только от состава стали, но и от условий термической обработки заготовок. В среднем можно считать оптимальной с точки зрения поперечных свойств степень уковки около 4. Так как при такой степени уковки дефекты слитка, особенно зональная неоднородность его, устраняются еще далеко не полностью, то конфигурация слитка, влияющая на его зональную неоднородность, для такой легированной конструкционной стали, поковки из которой нагружены главным образом поперек волокна, приобретает особо важное значение.

6. ФЛОКЕНЫ В ЛЕГИРОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Флокены представляют собой внутренние трещины в металле. От трещин другого происхождения флокены отличают ряд специфических особенностей их вида, расположения и условий, в которых они наблюдаются. К числу наиболее важных из этих типичных особенностей можно отнести следующие. Флокены являются результатом хрупкого, обычно транскристаллического разрушения, без следов пластической деформации, имеют в изломе в одном направлении вид «волоосных» трещин, а в перпендикулярном — круглую или овальную форму, и чаще всего серебристый цвет, хотя цвет несколько зависит также от состава стали и ее термической обработки после деформирования. Закономерно флокены наблюдаются в центральной зоне деформированных заготовок и в виде исключений — в литых изделиях. Располагаются флокены обычно по наименее пластичным местам структуры: вдоль «волоосна», полученного при деформировании, параллельно неоднородностям и вытянутым неметаллическим включениям, около недеформированных включений, в мартенситных участках, по карбидной сетке (межкристаллические трещины) и т. п. Лишь при наличии в заготовке значительных осевых напряжений их ориентировка изменяется и может стать перпендикулярной оси.

Флокены образуются только ниже температуры 150—250°С, иногда 300°С (в некоторых случаях наблюдалось повышение температуры образования флокенов до 500—600°С), чаще всего при комнатной температуре. При этом существует инкубационный период, длительность которого может быть и очень малой, и составлять много часов, а рост флокена происходит во времени.

Немаловажной отличительной особенностью флокенов является то, что они не образуются в нормальных условиях в ряде высоколегированных сталей — ферритных, полужерритных, аустенитных. Особенно интересно отсутствие чувствительности к флокенам у быстрорежущих сталей, несмотря на то, что при ускоренном охлаждении в них возникают очень большие напряжения.

Характерна также необратимость процессов, приводящих к образованию флокенов. Если флокеночувствительная сталь после деформирования была охлаждена чрезвычайно медленно, она перестает быть флокеночувствительной. Такой же эффект дает длительный изотермический отжиг при повышенных или высоких температурах и другие обработки, о которых подробнее сказано ниже.

Однако нагрев в среде, содержащей даже 12—15% водорода, мо-

жет сделать сталь снова сильно чувствительной к образованию флокенов. Склонность к образованию флокенов может появиться у стали при сварке, в зоне, прилегающей к шву, при цементации, если детали подвергаются закалке непосредственно с цементационного нагрева, при нанесении гальванических покрытий, при травлении и т. п. В последних двух случаях не следует смешивать это явление с обратимой электролитической или травильной хрупкостью, обусловленной влиянием водорода как легирующего элемента и устраняемой после его удаления из стали.

Флокены, возникающие в стали при попадании в нее атомарного водорода электролитическим путем, могут выходить непосредственно на поверхность детали и могут образоваться наиболее легко в тонких листах, в которых сильно развита анизотропность. Они и образуются обычно в виде пузырей, наружная тонкая стенка которых расположена в плоскости, параллельной поверхности листа, т. е. по «опасному сечению». Большая склонность к хрупкому разрушению может легко привести к образованию «электролитических» флокенов в таких сталях, которые нормально из-за действия других факторов вовсе не подвержены флокенам, особенно в быстрорежущих, ферритных и полуферритных сталях. Таким образом, специфичность процессов, обуславливающих возникновение флокенов в стали, несомненна. Установленные более или менее в настоящее время основные факты и явления, сопутствующие образованию флокенов, широко освещены в литературе [632, 599, 603, 605, 608—610] 250, 251, 268, 402 и др.,. Поэтому нет необходимости подробно на них останавливаться.

А. О ПРИРОДЕ ФЛОКЕНОВ И МЕХАНИЗМЕ ИХ ОБРАЗОВАНИЯ В СТАЛИ

В развитии гипотез о природе флокенов и механизме их образования в стали можно различить два этапа: до и после возникновения так называемой водородной теории флокенов. На первом этапе непосредственной причиной образования флокенов в стали одни считали дендритную ликвацию, другие — неметаллические включения, третьи — нитриды, четвертые — высокое давление образующейся окиси углерода, пятые — давление водяных паров, шестые — структурные напряжения и т. п. Все эти гипотезы в настоящее время следует считать недостоверными¹, хотя некоторые из перечисленных факторов могут служить дополнительными условиями, способствующими образованию флокенов.

В 1932—1933 гг. были опубликованы наши исследования [29], в которых экспериментально путем введения водорода в сталь при повышенных температурах и высоких давлениях было показано, что водород при выходе из стали может образовывать в ней трещины. Так, на образце толщиной 3 мм из стали с 0,78% С была получена огромная трещина почти по всей длине образца. Так как во всех случаях сталь оказалась сильно обезуглероженной (что приводило, например, у стали с 0,78% С, к понижению коэрцитивной силы в несколько раз), нами было высказано предположение, что трещины образуются главным образом метаном — продуктом реакции введенного водорода с карбидами. Тогда же нами было указано на важное значение температуры, при ко-

¹ Подробнее о «водородных» гипотезах и их критику см. [632, стр. 12—31].

торой удаляется водород, и отмечено, что в случае удаления его при высоких температурах трещин не образуется.

Позднее было показано [249], что охлаждавшиеся на воздухе поковки из опытных 50-кг плавочек хромоникелевых сталей, через которые в жидком состоянии продувался водород, имели флокены, тогда как поковки из тех же сталей, через которые водород не продувался, флокенов не имели. Многочисленные последующие исследования, проводившиеся в разных странах, подтверждают, что основной причиной образования флокенов является водород, хотя некоторые исследователи и в последнее время [613] пытаются приписать главную роль в образовании флокенов дендритной ликвации, а водородные теории считают мало достоверными. Однако механизм действия водорода, зарождения флокена и его роста до сих пор не выяснен, хотя этот вопрос представляет большой интерес.

Большинство исследователей считает, что избыточно растворенный в стали водород, выделяясь при низких температурах за счет диффузии, проникает в поры или в «щели» мозаичной структуры, где он переходит в молекулярную форму и теряет способность диффундировать. Накопление молекулярного водорода приводит к повышению его давления, которое может в результате превзойти предел прочности или даже сопротивление отрыву стали, вследствие чего и образуются флокены.

Так как, однако, одного лишь давления водорода недостаточно для хрупкого разрушения, то полагают, что значительную роль играют напряжения — термические, структурные или деформационные — или, наконец, несколько видов напряжений одновременно. Большинство исследователей придает также важное значение неравномерному распределению водорода главным образом в пределах дендрита. Таким образом, основной сейчас является концепция комбинированного влияния водорода и напряжений [251, 256, 41, 250].

Другая группа гипотез, отдавая должное роли структурных, термических и иных напряжений, иначе объясняет механизм действия самого водорода. Так, например, высказывалось мнение [599], что вследствие неравномерного распределения водорода объем одних участков, из которых удаляется водород, уменьшается больше, чем других, вследствие чего эти участки оказываются в состоянии всестороннего растяжения, вызывающего хрупкое разрушение.

Другие исследователи считают [608], что флокены образуются в основном вследствие больших напряжений, вызванных увеличением периода решетки α -железа при пересыщении его водородом. Однако по данным работ [615], показавших, что водород образует с железом твердый раствор внедрения, один атомный процент водорода увеличивает период решетки железа на 0,12%. Это означает, что при содержании в стали 0,001% (вес.) водорода период решетки увеличится на 0,007—0,01%. Между тем на несколько порядков большее искажение решетки железа, например в мартенсите, как известно, не вызывает образования флокенов. По этой же причине и уменьшение объема некоторых участков стали при удалении из них водорода едва ли может иметь серьезное значение.

Третьи исследователи считают [603], что только реакция образования метана может обусловить повышение давления, достаточное для возникновения флокенов. По этой «чисто метанной» гипотезе флокены могут возникать при практическом отсутствии всех других напряжений, кроме напряжений от давления водорода и метана.

Четвертые полагают [632, 605], что решающим фактором в образовании флокенов является понижение пластичности стали, вызванное находящейся в растворе частью водорода. В соответствии с этим предположением возникновение флокенов в стали возможно только тогда, когда часть водорода растворена в металле и понижает его пластичность, а остальная, избыточная часть, выделяясь в поры, создает высокое давление.

Понижение водородом пластичности стали — несомненный факт. Но именно поэтому понижение частью водорода пластичности стали не может быть решающим фактором в образовании флокенов в стали. Действительно, если для образования флокенов водороду необходимо одновременно и понизить пластичность, то непонятно, почему в этой роли его не могут заменить другие элементы, которые в некоторых сталях, например в быстрорежущей, не менее резко понижают пластичность и все же не способствуют, а, наоборот, препятствуют образованию флокенов даже при высоком содержании водорода в стали¹.

Имеются также данные [см. 307], свидетельствующие о том, что в стали (как и в ряде других металлов и сплавов) водород находится не в форме гидридов или твердого раствора внедрения, а в ионизированном состоянии, в виде протонов, которые проникают в глубокие уровни электронных оболочек, изменяя характер взаимодействия атомов. Согласно гипотезе, исходящей из этих данных, в образовании флокенов водород играет косвенную роль; непосредственно же их вызывает окись углерода.

Общим в гипотезах второй группы является то, что их авторы считают мало вероятным образование флокенов за счет давления накапливаемого молекулярного водорода даже при участии напряжений. Возможность такого механизма хрупкого разрушения, учитывая, что давление накапливающегося в порах молекулярного водорода должно превзойти не предел прочности стали, а ее сопротивление отрыву, да еще при условии, что разрушаемые объемы находятся внутри массивной поковки, нам также кажется сомнительной. Кроме того, расчеты одних исследователей показывают, что давление водорода может превзойти предел прочности стали. Из расчетов же других следует, что давление водорода имеет низкие значения как раз при тех температурах, при которых образуются флокены. Это обстоятельство заставляет сомневаться и в надежности самих расчетов. Напряжения же могут, конечно, и облегчать образование данной трещины. Ясно, однако, что приблизительно такого же степеня вероятности другого стечения обстоятельств, при котором напряжения будут затруднять образование флокена.

В последнее время дополнительным напряжениям, помимо их механического действия, приписывается [256] более обширная роль, заключающаяся в том, что они влияют на скопление дислокаций, перераспределение водорода и увеличение его концентрации у вершин «щелей» в результате восходящей диффузии с последующей ассоциацией атомов в молекулы и локальным увеличением напряжений. По «метанной» гипотезе давление молекулярного водорода не может само по себе вызвать разрушение в массиве металла, но его достаточно для обезуглероживания стенок зародышевых трещин, а разрушение вызывается давлением образующегося при этом метана.

¹ Более подробную критику этой гипотезы см. в рецензии И. Н. Голикова на книгу В. Я. Дубового. Сталь, № 9, 1950, стр. 860. См. также [599].

Установленная в настоящее время временная зависимость прочности, имеющая, по-видимому, характер общей закономерности и заключающаяся в значительном уменьшении сопротивления материала разрушению (особенно хрупкому) с увеличением длительности действия напряжения (см. стр. 220 и 488), позволяет предполагать, что такой же эффект может дать длительное действие давления водорода. Если исходить из этого предположения, то разрушение можно объяснить и давлением молекулярного водорода в результате резкого понижения хрупкой прочности стали, а проявлением временной зависимости прочности можно считать тогда факт наличия инкубационного периода флокенообразования.

Ранее мы высказали также гипотезу, сущность которой сводится к тому, что зародыш флокена образуется в результате «теплового взрыва» за счет освобождающейся энергии связи при реакции образования молекулярного водорода из атомарного, протекающей в течение очень малого времени. Исходя из этой гипотезы можно объяснить все известные до настоящего времени факты, наблюдающиеся при образовании флокенов и сопутствующие этому явлению [817, 970], в том числе и такие, которые до сих пор еще не имеют никакого объяснения. При рассмотрении энергетических возможностей образования зародыша флокена мы исходили из того, что водород в железе (стали) находится в твердом растворе (внедрения) и освобождающуюся энергию брали равной ~ 104 ккал/моль. Если в действительности водород в стали, как и в ряде других металлов, находится в ионизированном состоянии, то к освобождающейся энергии прибавится энергия ионизации атома водорода, составляющая 312 ккал/моль, что в несколько раз увеличит возможность зарождения флокена. Но эта гипотеза подверглась критике [256, 600, 603], частично обоснованной. Очевидно, окончательный ответ о механизме возникновения флокенов даст такой эксперимент (прямой или косвенный), результаты которого можно будет истолковать только однозначно.

Б. РОЛЬ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ПРОЦЕССАХ ФЛОКЕНООБРАЗОВАНИЯ В СТАЛИ

В выдвигавшихся до сих пор гипотезах о природе флокенов и механизме их образования роль легирующих элементов трактуется по-разному. В частности, некоторые исследователи (например, [256]) правильно учитывают также их влияние на диффузию водорода и удаление его из стали.

Положение, отрицающее связь чувствительности сталей к флокенам с выделением из них водорода при низких температурах [603], нельзя считать обоснованным.

По нашему мнению, влияние легирующих элементов на флокеночувствительность стали в общем случае может быть результатом их суммарного действия в нескольких направлениях, главным образом на растворимость водорода в стали при разных температурах, на условия удаления водорода из твердой стали, определяемые его диффузионной способностью при разных температурах и в разных фазовых и структурных состояниях стали, на возможность связывания водорода в гидроидах, на анизотропность свойств стали, на образование недеформируемых неметаллических фаз, на характер продуктов превращения пере-

охлажденного аустенита и его устойчивость, на склонность стали к хрупкому разрушению.

Легирующие элементы мало влияют на растворимость водорода в стали при высоких температурах, как это видно из табл. 30 [254]*. Однако на выделение из стали поглощенного ею водорода при понижении температуры легирующие элементы оказывают очень большое влияние. По этому признаку на основании имеющихся данных о гидридообразовании [628] их можно разделить на две группы: 1) элементы, образующие с водородом сравнительно стойкие гидриды (например, кремний, алюминий, хром, ванадий, титан, ниобий, тантал, цирконий), 2) элементы, не образующие гидридов или гидриды которых не стойки (железо, никель, кобальт, марганец, вольфрам, молибден). Такое разделение можно, правда, считать в значительной степени условным, так как данные о гидридообразующих свойствах элементов еще очень противоречивы. Кроме того (и это даже важнее), об условиях образования гидридов в сталях, которые могут, конечно, сильно отличаться от условий образования свободных гидридов, почти ничего не известно. Легирующие элементы могут, вероятно, вообще изменять состояние водорода в стали. Выводы о влиянии элементов на флокеночувствительность стали по признаку гидридообразования следует поэтому рассматривать пока как приблизительные.

ТАБЛИЦА 30
ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА РАСТВОРИМОСТЬ ВОДОРОДА В СТАЛЯХ

Номер стали	Химический состав, %							Растворимость водорода при 950° С см ³ /100 г
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	
2	0,13	0,14	0,35	—	—	—	—	5,64
4	0,99	0,31	0,45	—	—	—	—	4,97
6	0,13	0,30	0,40	1,52	—	4,11	1,03	5,56
7	1,06	0,42	0,30	1,53	—	—	—	5,61
8	0,25	0,24	0,90	2,68	0,24	—	—	5,70
9	0,10	0,67	0,40	18,00	—	8,9	—	7,60
10	0,24	0,28	0,90	2,72	0,26	—	0,52 Al	5,84

При небольшом содержании элементов первой группы, нормальном для конструкционной стали, их гидридообразующие свойства почти не сказываются на удалении водорода. Это можно объяснить очень малой термической стойкостью гидридов, вследствие чего при температуре их образования количество гидрида, находящегося в равновесии с водородом и соответствующим элементом, очень мало. Если же такие элементы содержатся в стали в больших количествах, в десятки и сотни раз превосходящих их количество [в % (ат.)], соответствующее стехиометрическому составу гидрида**, они либо сильно замедляют выделение (уменьшают подвижность) водорода, либо связывают в гидридах практически весь поглощенный сталью в нормальных условиях водород.

* С. С. Носырева [16] нашла и для аустенитной хромоникелевой стали почти такую же растворимость водорода, как у железа.

** Следует отметить, что некоторые гидриды приближаются к соединениям, в которых водород удерживается силами физической адсорбции в дефектных местах решетки [628].

А так как гидриды неспособны диффундировать, то связанный в них водород удалиться из стали не может. Вследствие этого стали, легированные большим количеством гидридообразующих элементов, могут обладать большой хрупкостью, обусловливаемой водородом как легирующим элементом, но в то же время водород не может вызвать в них образования флокенов.

Но гидриды образуются (при охлаждении) и соответственно диссоциируют (при нагревании) при более или менее определенной для каждого гидрида температуре. Следовательно, в таких сталях при температурах выше температуры диссоциации гидридов весь водород будет находиться в твердом растворе и в процессе охлаждения слитка (заготовки) будет выделяться только до температуры образования гидридов. Так, например, у кремнистой стали типа трансформаторной, а также у сплава железа с 1,5% Si и 2,4 Ti наблюдалось прекращение выделения водорода при охлаждении ниже 700° С [629, 619]; у высокохромистой стали, содержащей 12,5% Cr, — ниже 800—850° С [267].

Поэтому в высокохромистой, высококремнистой и быстрорежущей стали флокены при охлаждении заготовок на воздухе не образуются. В первых двух сталях этому способствует и то обстоятельство, что диффузия водорода во всем интервале температур протекает в α -фазе, т. е. с наибольшей скоростью (рис. 195), вследствие чего и избыточный водород, сверх связанного в гидридах, сравнительно легко удаляется. В быстрорежущей же стали важным фактором является, по-видимому, содержание ванадия и хрома. Правда, в опытах [603] у подвергнутых пропусканию водородом сталей с 9 и 19% W без хрома и ванадия флокены не были получены. Однако известно [см. 250 и др.], что у штамповой стали 3Х2В8 флокены наблюдаются. Дополнительным благоприятным фактором для быстрорежущей стали является малый размер слитков и заготовок, что облегчает удаление избыточного водорода в процессе нагрева и охлаждения. Кроме того, начиная с $\sim 1200^\circ \text{C}$, вольфрам также может связывать водород, вследствие чего «свободного» водорода даже при высоких температурах в быстрорежущей стали должно быть немного.

Быстрым охлаждением, например в воде, должно быть возможно в ряде случаев полностью или частично подавить образование гидридов и задержать выделение избыточного водорода сверх связанного в гидридах. В этих случаях и в сталях, легированных большим количеством гидридообразующих элементов, принципиально могут образоваться флокены. Так, флокены были получены в трансформаторной стали после нагрева ее в водороде при 1100° С в течение 60—100 ч и последующего охлаждения в воде [41]. Многочисленные трещины (флокены) были получены нами в трансформаторной стали и в случае охлаждения на воздухе после предварительного длительного нагрева ее в водороде (до 700 ч) при температурах до 450° С под давлением до 500—600 ат за счет большого количества избыточного водорода [29].

Гидридообразующее действие хрома при высоком его содержании не может не сказаться и в аустенитных сталях, подавляющее большинство которых легируется хромом. Вследствие этого водород при низких температурах и из этих сталей не выделяется [267]. Дополнительными благоприятными факторами являются очень малая склонность аустенитной стали к хрупкому разрушению, большая растворимость водорода и малая скорость диффузии его в γ -фазе при всех температурах (рис. 195). В марганцовистой аустенитной стали, обладающей повы-

шенной склонностью к хрупкому разрушению, флокены, хотя и редко, но наблюдаются. Иногда при поглощении большого количества водорода флокены получают и в хромоникельвольфрамовой аустенитной стали [41].

Таким образом, ферритные, полуферритные, быстрорежущие и аустенитные стали благодаря специфическому влиянию содержащихся в них легирующих элементов и структуре (но не из-за отсутствия в них фазовых превращений) в нормальных условиях не поражаются флокенами.

Во флокеночувствительных сталях влияние легирующих элементов и примесей в основном косвенное и сводится к изменению температуры превращения, а следовательно, и характер продуктов превращения переохлажденного аустенита, анизотропности свойств стали, количества образующихся в ней недеформируемых неметаллических фаз и ее склонности к хрупкому разрушению. Прямое же влияние элементов на скорость диффузии водорода, определяющую возможность его удаления из стали, по-видимому, заключается в том, что гидридообразующие элементы, силы межатомной связи которых с водородом больше (по сравнению с железом), уменьшают скорость диффузии (подвижность) водорода в стали, что наблюдалось и экспериментально [601].

Однако это влияние гидридообразующих элементов невелико и играет второстепенную роль по сравнению с влиянием структуры. Основным фактором, определяющим влияние легирующих элементов, можно, по-видимому, считать степень понижения ими температуры превращения аустенита. Некоторой иллюстрацией этого положения может служить табл. 31 [254], в которой сопоставлена возрастающая флокен-

ТАБЛИЦА 31
СВЯЗЬ МЕЖДУ ТЕМПЕРАТУРНЫМ ГИСТЕРЕЗИСОМ СТАЛИ
И ЕЕ ФЛОКЕНОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬЮ¹

Номер стали	Химический состав, %							A _{c3} , °C	A _{r3} , °C	A _{c3} - A _{r3} , °C
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V			
1	0,10— 0,20	0,15— 0,30	0,70— 1,00	—	—	—	—	853	853	18
2	0,60— 0,75	0,15— 0,30	0,90— 1,20	—	—	—	—	748	719	29
3	0,40— 0,50	0,15— 0,30	0,60— 0,90	—	0,80— 1,10	—	0,15	787	744	43
4	0,95— 1,10	0,15— 0,30	0,20— 0,50	—	1,20— 1,50	—	—	768	711	57
5	0,40— 0,50	0,15— 0,30	1,60— 1,90	—	—	—	—	765	704	61
6	0,55— 0,60	1,80— 2,20	0,60— 0,90	—	—	—	—	815	748	67
7	0,35— 0,45	0,15— 0,30	0,60— 0,90	3,25— 3,75	—	—	—	737	637	100
8	0,30— 0,40	0,15— 0,30	0,30— 0,60	2,75— 3,25	0,60— 0,95	—	—	748	648	100
9	0,40— 0,50	0,15— 0,30	0,50— 0,80	1,50— 2,00	0,60— 0,90	0,15— 0,25	—	768	468	300

¹ По данным, приведенным в работе [254], флокеночувствительность возрастает от стали 1 к стали 9.

ночувствительность стали с увеличением гистерезиса $As_3 - Ar_3$. Понижение температуры превращения аустенита под влиянием легирующих элементов приводит к тому, что диффузия водорода протекает с малой скоростью в большем интервале температур в γ -фазе. Кроме того, в этом случае и сама α -фаза представляет собой низкотемпературные продукты превращения аустенита, в которых водород, как можно видеть из табл. 32 [16], диффундирует с малой скоростью.

ТАБЛИЦА 32

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СКОРОСТЬ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА В СТАЛИ

Термическая обработка и структура стали	Количество водорода ¹ , продиффундировавшего через сталь, см ³ , за время, ч										
	5	16	21	24	29	40	48	53	64	70	72
Нормализация	—	1,51	—	2,71	—	4,71	5,77	—	7,57	—	8,16
Отжиг	—	0,70	1,20	1,47	—	2,65	3,35	—	4,46	—	5,26
Зернистый цементит	—	0,53	0,94	1,33	1,87	—	2,84	3,09	—	—	3,95
Закалка в масле (мартенсит)	0,04	—	0,28	0,36	0,48	—	—	0,79	—	1,00	1,10
Изотермическая закалка, 200° С	—	0,06	0,25	0,30	0,40	—	0,75	0,85	—	—	1,11
Отпуск, 400° С (троостит)	0,24	—	0,94	1,14	1,30	—	—	2,20	—	2,66	2,84
Отпуск, 600° С (сорбит)	—	1,70	—	2,65	—	4,30	5,30	—	6,70	—	7,70

¹ Количество продиффундировавшего водорода относится к 1 см² поверхности образца.

Этим, по-видимому, можно объяснить хорошо известную из практики более высокую флокеночувствительность хромоникельмолибденовой (и хромоникельвольфрамовой) стали по сравнению с хромоникелевой. Наоборот, в углеродистой стали, в которой при охлаждении на воздухе превращение аустенита в перлит происходит при высокой температуре, большое количество водорода успевает удалиться в процессе охлаждения. Поэтому в углеродистой стали флокены получаются редко, обычно при высоком исходном содержании водорода (особенно при повышенном содержании марганца и кремния) [256, 632]. Марганец и кремний, по нашему мнению, относятся к числу элементов, увеличивающих флокеночувствительность стали главным образом за счет усиления анизотропии ее свойств. Влияние их в этом направлении должно сказываться наиболее заметно в углеродистой стали, где роль этого фактора больше, чем в легированной. В усилении анизотропии заключается, очевидно, и вредное влияние примесей.

Влияние углерода в направлении усиления флокеночувствительности стали связано, по-видимому, с образованием метана, что во всех случаях должно увеличить возможность и вероятность возникновения флокенов.

В. ОСНОВНЫЕ ПУТИ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ФЛОКЕНОВ В СТАЛИ

Из сказанного выше следует, что главный путь предотвращения флокенов в стали заключается в уменьшении степени пересыщения водородом твердого раствора и недопущении разложения последнего при температурах ниже 200—300° С. Наряду с этим следует добывать

ся минимальной анизотропности свойств деформированных заготовок. Для этого необходимо прежде всего максимально уменьшить количество водорода, попадающего в сталь в процессе ее выплавки и разливки. На мерах, которые для этого должны быть приняты, мы останавливаться не можем; этому вопросу посвящен ряд работ (В. И. Явойский, Н. М. Чуйко и др.). Отметим все же предложенный К. Н. Ивановым [см. 258] способ выплавки низководородистой стали, сущность которого заключается в том, что сначала содержание углерода в плавке понижается до максимальных пределов. При этом в ней остается очень мало водорода, но много кислорода. Затем производится науглероживание, раскисление и легирование под вязкими шлаками, чтобы предотвратить обратное поглощение водорода. Такая сталь содержала до $3 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ водорода, и поковки из нее диаметром до 700 мм при охлаждении на воздухе не давали флокенов.

Весьма эффективным средством понижения содержания водорода в слитке и резкого уменьшения опасности получения флокенов в крупных поковках является разливка в вакууме или переливание металла из одного ковша в другой, помещенный в вакуумную камеру. Такие способы в настоящее время уже освоены в промышленных условиях для крупных слитков [838, 957, 960]. Еще более эффективной была бы выплавка стали в вакууме, но для крупных слитков это пока еще затруднительно.

У ряда плавок флокеночувствительных сталей 36Г2С, 37ХС, 38ХСА, выплавленных в мартеновской печи, введение редкоземельных элементов в виде мишметалла и ферроцерия (в количестве 2,7—2,8 кг/т) предотвращало образование флокенов по крайней мере в условиях эксперимента [1005].

При обычных способах выплавки и разливки сталей, которые по своему составу флокеночувствительны, для предотвращения флокенов необходимо охлаждать слитки и особенно деформированные заготовки так, чтобы обеспечить максимальное удаление из них водорода. Наибольшее относительное удаление водорода из слитка может быть достигнуто путем медленного охлаждения его до комнатной температуры, так как в слитке флокены, как правило, не вызываются удалением водорода и при низких температурах. Практикуемая часто передача слитков в ковку или прокатку в горячем виде для флокеночувствительной стали нежелательна, так как при этом в слитке сохраняется еще большое количество водорода, вследствие чего вероятность получения флокенов возрастает. Этот факт сам по себе был известен задолго до появления водородной теории флокенов. Так, в 1919 г. английский рельсовый комитет сообщал, что при передаче в прокатный цех холодных слитков один флокен приходился в среднем только на 5500 т прокатанных рельсов, тогда как при передаче горячих слитков один флокен приходился на 530 т рельсов. Аналогичное наблюдение было сделано позднее [604] при прокатке рельсов из блюмов горячего и холодного посада.

Однако относительно большая площадь поперечного сечения слитка не позволяет достигнуть достаточного удаления водорода из его внутренней зоны при очень медленном охлаждении. Для достижения этой цели необходимо охлаждать соответствующим образом деформированные заготовки. До недавнего времени в качестве меры предотвращения флокенов и для заготовок было принято очень медленное охлаждение до $100\text{—}150^\circ \text{С}$ после прокатки иликовки, а для заготовок

крупного сечения из флокеночувствительных сталей — последующий (после медленного охлаждения) высокий отпуск [см. 310]. Однако такой режим требует очень много времени и не обеспечивает отсутствия

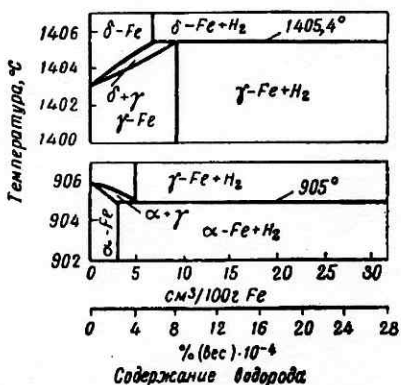


Рис. 194. Железный угол диаграммы состояний железо — водород

работки, основанные на использовании значительно меньшей равновесной растворимости водорода в α -фазе по сравнению с γ -фазой, как это

флокенов в заготовках крупных сечений из стали мартенситного класса. Предлагались также и в разное время применялись, а частично применяются и сейчас другие методы обработки, предупреждающие образование флокенов или уменьшающие флокеночувствительность стали [см. 256, 595, 632, 252 и др.], в том числе изотермический отжиг и диффузионный отжиг, который может быть осуществлен либо в виде самостоятельной операции, либо путем удлинения нагрева слитка (заготовки) перед прокаткой.

Наибольшее распространение на наших и зарубежных заводах получили и получают обра-

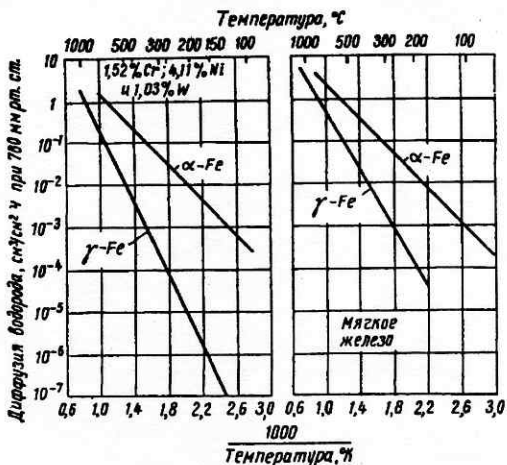


Рис. 195. Скорость диффузии водорода в аустените и феррите при разных температурах

следует из диаграммы состояний на рис. 194 [619], и того обстоятельства, что водород (как, впрочем, и другие элементы) при всех температурах, а особенно при средних и низких в α -фазе диффундирует со скоростью, в десятки и сотни раз большей, чем в γ -фазе, как можно видеть из рис. 195 [254].

Сущность таких флокенопредупреждающих обработок заключается в том, что сталь сначала охлаждают ускоренно до температуры, при которой аустенит превращается в соответствующую структуру. Затем следует нагрев до наивысшей температуры существования α -фазы, т. е. несколько ниже точки A_{c1} [309]. Выдержка при этой температуре обеспечивает удаление водорода за счет диффузии с максимальной для α -фазы скоростью и одновременно — смягчение стали и улучшение ее обрабатываемости резанием. После этого сталь охлаждается на воздухе.

В основанной на этом принципе технологии, разработанной ЦНИИЧМ совместно со Златоустовским металлургическим заводом [990, стр. 5], используется существование инкубационного периода флокенообразования. Блюмы охлаждают на воздухе до температуры ниже перлитного или мартенситного превращения в течение времени, меньшего продолжительности инкубационного периода. Затем их загружают в термические печи, нагревают до температуры несколько ниже A_{c1} , выдерживают длительное время и охлаждают на воздухе. Так, например, блюмы из стали мартенситного класса с большим инкубационным периодом флокенообразования охлаждают на воздухе до $250\text{—}150^\circ\text{C}$ за время не более 12 ч, затем нагревают до 660°C и выдерживают от 36 до 64 ч в зависимости от сечения (Φ 140—300 мм). Блюмы из стали перлитного класса, у которой инкубационный период меньше, охлаждают на воздухе до $600\text{—}250^\circ\text{C}$ не дольше 6 ч, нагревают до 700°C и выдерживают в течение 18—32 ч.

Для случаев, когда осуществление такой обработки невозможно или затруднено (например, из-за отсутствия термических печей в прокатном цехе и т. п.), ЦНИИЧМ совместно с Челябинским металлургическим заводом предложена более простая предупреждающая образование флокенов технология, по которой с успехом можно обрабатывать стали перлитного класса [990, стр. 28]. Сущность ее заключается в том, что блюмы охлаждают в колодцах, но в процессе этого охлаждения выдерживают достаточно длительное время при повышенных температурах, лежащих, однако, ниже точки A_{r1} , что обеспечивает ускоренную диффузию водорода. Достигается это путем уменьшения тепловых потерь за счет улучшения теплоизоляции колодцев. Для обеспечения достаточно длительной выдержки при повышенных температурах и в то же время перехода точки A_{r1} температура выдачи блюмов на воздух устанавливается не ниже, но и не выше определенной. Общая же продолжительность охлаждения по сравнению с обычной значительно уменьшается.

7. ПУТИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ И СВЕРХПРОЧНОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Повышение прочности конструкционной стали — одна из основных проблем, над разрешением которой работают исследователи во всех странах. Необходимо отметить, что значительное падение пластичности и особенно ударной вязкости, которым обычно сопровождается повышение прочности, заставляет изыскивать высокопрочную сталь для данной конкретной области применения. При этом следует учитывать не только минимальные допустимые значения пластичности и вязкости, но и ряд дополнительных требований, вытекающих из условий работы

данного изделия. Важное значение имеет форма изделия и технологический процесс его изготовления, так как некоторые способы упрочнения стали, например наклеп, термомеханическая обработка, пока могут быть применены наиболее эффективно к изделиям определенного типа, где они составляют часть технологического процесса получения изделия.

Применительно к изделиям из высокопрочной стали важно обеспечить надежность против преждевременного разрушения, одним из элементов которой является сопротивление распространению трещин (см. стр. 220). Так, было показано [968], что при температуре -196°C

увеличение остроты «надреза» от радиуса 1 мм до трещины снизило условное разрушающее напряжение при статическом изгибе до 8 раз для высокопрочной ($\sigma_b =$

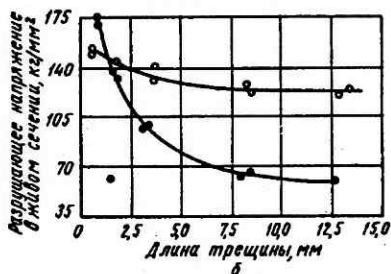
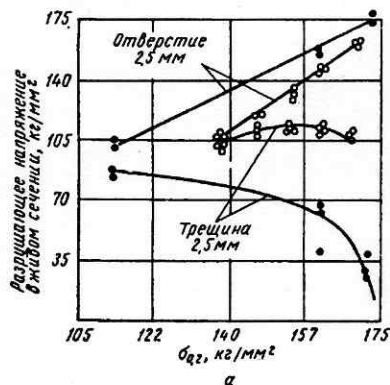


Рис. 196. Влияние трещины на разрушающее напряжение в живом сечении (сечении «нетто») двух высокопрочных сталей: высокохромистой штамповой Н11 (●) и хромоникелевой 4340 (○):

а — сопоставление свойств образца с отверстием и трещиной; б — влияние длины трещины

$= 170 \text{ кг/мм}^2$) и только до 4 раз для среднепрочной ($\sigma_b = 115 \text{ кг/мм}^2$) стали по сравнению с образцом, имевшим надрез радиусом 1 мм и испытанным при комнатной температуре. Из рис. 196 [974] видно, что при переходе от образца с отверстием к образцу с трещиной две высокопрочные стали по величине разрушающего напряжения в живом сечении (сечение «нетто») меняются местами (рис. 196, а). То же наблюдается с увеличением длины трещины (рис. 196, б).

Для изделий из высокопрочной стали в движущихся установках и устройствах, особенно в летательных аппаратах разного типа, часто решающую роль играет не столько абсолютная, сколько удельная прочность, представляющая собой отношение предела прочности или предела текучести к удельному весу. По этому признаку [см. 928] высокопрочные алюминиевые сплавы превосходят сталь нормальной прочности и конкурируют с высокопрочной сталью. Только сверхпрочные стали превосходят алюминиевые сплавы, но и они уступают высокопрочным титановым сплавам. Для того чтобы успешно конкурировать по удельной прочности с титановыми (и некоторыми другими) сплавами, сталь должна иметь такие «сверхвысокие» характеристики прочности, которые могут быть получены при применении новейших способов обработки — термомеханической и др. При сравнении сверхпрочной стали и высокопрочных титановых сплавов для различных изделий

учитывают, конечно, не только прочность, но и ряд других свойств (сопоставление см., например, в [928]).

Принципиальная возможность дальнейшего повышения прочности стали вытекает из данных, приведенных на стр. 31 и рис. 8. В частности, на железных «усах» получен предел прочности 1200—1300 кг/мм² [см. 929, 930]. Такие свойства объясняются высоким совершенством бездислокационной структуры усов. Но это сохраняется только до диаметра в несколько микрон и длины в несколько миллиметров. С дальнейшим увеличением диаметра (и длины) усов их прочность резко падает, а при диаметре больше ~ 10 мк структура становится блочной, и прочность усов приближается к обычной для данного металла прочности. Поэтому практически использовать огромную прочность усов пока можно только в особых случаях, например, в виде пряжи или ткани для специальных целей. Способы их применения изыскиваются (например, в качестве высокожаропрочного материала, см. стр. 560).

Способы же упрочнения стали, которые могут быть реализованы практически, основаны, наоборот, на создании в ней различных несовершенств структуры. В соответствии с современными воззрениями (см. [931], стр. 31 и рис. 8) повышение прочности стали может быть достигнуто уменьшением путей облегченного перемещения дислокаций, т. е. уменьшением размеров блоков (субзерен), измельчением упрочняющих фаз, усилением степени разориентировки на границах между субзернами и когерентной связи упрочняющих фаз с основной фазой, а также увеличением сопротивления перемещению дислокаций внутри (в объеме) самих субзерен.

Способ программирования упрочнения, сущность которого была изложена на стр. 32, пока еще дает сравнительно небольшой количественный эффект.

В настоящее время для получения высокопрочной и сверхпрочной стали используются или разрабатываются следующие способы, которые могут применяться либо самостоятельно, либо в различных сочетаниях: 1) закалка на мартенсит с последующим низким отпуском; 2) изотермическая закалка; 3) пластическое деформирование исходного аустенита (термомеханическая обработка — т. м. о.); 4) деформирование (наклеп) стали с неравновесной структурой (не аустенитной); 5) легирование и дисперсионное твердение; 6) закалка с охлаждением в магнитном поле (термомагнитная и термомеханико-магнитная обработка).

Признаки, по которым сталь может быть отнесена к высокопрочной или сверхпрочной, в известной степени условны, тем более, что при разных способах упрочнения получаемые сочетания характеристик прочности, пластичности и вязкости несколько различны. Обычно сталь с $\sigma_b = 150—200$ кг/мм² считают высокопрочной, а сталь с $\sigma_b > 200$ кг/мм² — сверхпрочной. Предлагалось [932] разделить конструкционную сталь на следующие семь прочностных групп: с $\sigma_b = 60—70$; 70—140; 140—180; 180—220; 220—300 (350); 350—500 и больше 500 кг/мм². Так как, однако, расчетной характеристикой в подавляющем большинстве случаев служит не предел прочности, а предел текучести, то лучше разделять сталь на прочностные группы по значению предела текучести, тем более что повышение этой характеристики часто достигается иными средствами¹, чем предела прочности. Удельную прочность также лучше

¹ См., например, А. Г. Рахштадт и М. А. Штремель. *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 4, 1962, стр. 22.

характеризовать отношением предела текучести (а не предела прочности) к удельному весу. Можно условно считать высокопрочной сталь с пределом текучести ($\sigma_{0,2}$) от 120 до 170 кг/мм² и сверхпрочной — сталь с $\sigma_{0,2} > 170$ кг/мм².

А. ЗАКАЛКА НА МАРТЕНСИТ С НИЗКИМ ОТПУСКОМ

После закалки с низким отпуском у легированных сталей (а при тонких сечениях — и у углеродистых сталей), как правило, удается сочетать высокую прочность с достаточно высокой ударной вязкостью и пластичностью. Так, у конструкционной стали ряда стандартных марок после закалки и отпуска при 200° С можно получить предел текучести до 170 кг/мм² и предел прочности до 200 кг/мм², а у некоторых сталей, например хромоникельмолибденовых, — и выше при сравнительно высоких значениях удлинения, сужения и ударной вязкости. На высокопрочных сталях указанные свойства можно получить и в значительных сечениях.

Однако низкоотпущенная высокопрочная сталь обладает рядом серьезных недостатков, из которых самым важным для многих областей применения является ее повышенная чувствительность к надрезу. Дополнительное понижение разрывающего усилия получается в том случае, когда одновременно с надрезом растягиваемый образец имеет перекос или эксцентриситет.

Вопрос о том, свойственна ли большая чувствительность к надрезу именно низкоотпущенной стали или же высокопрочной стали вообще, независимо от способа, которым была достигнута прочность, еще недостаточно ясен. Так, например, установлено [270], что и у алюминиевых сплавов при пределе прочности $\sigma_b > 40$ кг/мм² хрупкая прочность падает. Это показывает, что повышенная чувствительность к надрезу не является отличительной особенностью железных сплавов, а, по-видимому, связана с определенным физико-химическим состоянием сплава. В частности, значительное влияние оказывает структурная или концентрационная неоднородность. Было показано [271], что литая сталь (с 0,4% С и 3% Сг) обладает после закалки и отпуска при 200° С более низкой хрупкой прочностью, чем ковкая. К такому же результату приводит появление в структуре наряду с мартенситом некоторого количества феррита. На сплаве меди с бериллием наблюдается понижение хрупкой прочности с увеличением продолжительности выдержки при дисперсионном твердении, тогда как твердость, характеризующая сопротивление пластической деформации, повышается.

Одним из способов уменьшения чувствительности стали к надрезу должно быть воздействие на строение граничного слоя зерна в направлении увеличения в нем степени атомного порядка, в частности, за счет введения в сталь некоторых легирующих элементов. Действительно, было показано, например, в ряде исследований [271, 276, 196], что у стали с 0,4—0,44% С после закалки и отпуска при 200° С никель, хром, вольфрам и медь значительно повышают хрупкую прочность. Практически полное восстановление хрупкой прочности наблюдается при введении в сталь 3,5—4,0% Ni либо около 2% Сг и около 1,5% W, либо 1,5—2,0% Си. Положительное влияние на хрупкую прочность оказывает введение в сталь небольших количеств молибдена, ванадия и титана. Особенно эффективно влияет ванадий в количестве около

0,25%. Кремний, марганец и алюминий практически не оказывают влияния на хрупкую прочность. То же относится к сере в количестве до 0,1%. В отличие от этого фосфор резко понижает хрупкую прочность, что особенно заметно при содержании его стали в количестве больше 0,03% [276].

Кроме легирования, возможны и другие способы уменьшения чувствительности высокопрочной стали к надрезу или повышения конструктивной прочности деталей. Это — устранение выточек, галтелей, надрезов и т. п. или увеличение их радиуса, а также применение изотермической закалки, о чем подробнее сказано ниже.

Хороший результат дает дополнительный высокий отпуск поверхностного слоя детали в местах концентрации напряжений путем нагрева токами высокой частоты [719]. Для этого обычно достаточно глубины доотпущенного слоя в 1—2 мм.

Предложено также [949] с этой целью создавать местами на поверхности изделия тонкий (0,1—0,15 мм) обезуглероженный слой, что достигается различной продолжительностью выдержки при температуре аустенизации, лучше в эндотермической, чем в экзотермической среде.

Применение низкоотпущенной стали в качестве высокопрочной конструкционной иногда ограничивается еще и другими обстоятельствами. Так, если изделие нагревается в процессе службы значительно выше температуры отпуска, то не только может произойти разупрочнение стали за счет ее дальнейшего отпуска по крайней мере в слоях, близких к рабочей поверхности, но и появляется опасность того, что сталь станет хрупкой, подвергшись отпуску до температуры, соответствующей зоне необратимой хрупкости. Поэтому все факторы, уменьшающие необратимую хрупкость или смещающие ее к более высоким температурам, способствуют также расширению возможностей использования низкоотпущенной стали.

Недостатком низкоотпущенной стали является ее плохая обрабатываемость резанием. Особенно резко стойкость резца падает, когда твердость стали превышает ~ 50 HRC. Поэтому детали из высокопрочной низкоотпущенной стали обычно приходится обрабатывать перед закалкой, что усложняет технологию. Кроме того, и после отпуска обработка резанием часто бывает необходима. Некоторое улучшение обрабатываемости низкоотпущенной стали резанием может быть достигнуто за счет присадки небольшого количества свинца. В связи с этим важно указать, что введение в сталь даже до 0,2% Pb не оказывает влияния на ее хрупкую прочность [276]. Для улучшения обрабатываемости резанием на отдельных участках деталей все больше применяется также местный дополнительный высокий отпуск путем нагрева токами высокой частоты [719].

Ведутся успешные изыскания возможностей обработки высокопрочной стали как за счет приспособления обычных способов (подбор материала и геометрии инструмента, скорости резания и др.), так и за счет применения новых и специальных способов, например, резания при низких (с целью снижения температуры режущей кромки) или при повышенных температурах (допускаемых температурой отпуска), шлифования, химических и электрохимических методов, электронского метода и др. [см. 954]. Намечаются также реальные возможности использования для этой цели квантовых генераторов.

Иногда считают, что при очень высоком пределе прочности сопро-

тивление усталости падает. Это неверно по отношению к гладким образцам, у которых предел усталости с увеличением предела прочности все время возрастает. Но и для надрезанного образца, хотя отношение предела усталости к пределу прочности падает, абсолютная величина предела усталости не уменьшается. Кроме того, усталостная прочность может быть повышена методами поверхностного упрочнения деталей [см. 640]. Важно отметить, что, например, дробеструйный наклеп особенно эффективен на деталях, изготовленных из низкоотпущенной стали [288]. Выплавка стали в вакууме также значительно увеличивает ее усталостную прочность после низкого отпуска [953].

Низкоотпущенная высокопрочная сталь имеет более низкие значения пластичности и вязкости на поперечных образцах, т. е. большую анизотропность свойств, чем высокоотпущенная, о чем уже говорилось на стр. 277 (см. табл. 27). Наблюдалось также [952], что при приблизительно одинаковых значениях прочности значения коэффициентов анизотропности у высокопрочной стали имеют большой разброс в основном за счет большого разброса характеристик у поперечных образцов. Строение излома показывало, что это связано в значительной степени с условиями выплавки. Анизотропность свойств и у высокопрочной стали, как и у стали средней прочности (см. стр. 280), значительно уменьшается при выплавке ее новыми способами, в частности в вакууме. Сравнительное исследование высокопрочной стали ($\sigma_b = 200 \text{ кг/мм}^2$) с 0,4% С, 0,75% Мп, 1,5% Si, 1% Cr, 2% Ni и 0,4% Mo, выплавленной в вакууме в индукционной печи и в дуговой вакуумной печи с расходуемым электродом, показало, что в первом случае пластичность на поперечных образцах выше, но при обоих способах она значительно выше, чем у основной электростали того же состава [953]. Роль вакуумной выплавки и здесь, очевидно, сводится к уменьшению количества неметаллических включений и газов. Более равномерное распределение включений уменьшает и разброс значений коэффициента анизотропности.

Несмотря на все недостатки, низкий отпуск пока еще является наиболее распространенным способом сообщения конструкционной стали весьма высокой прочности при достаточной пластичности и вязкости. При этом варьирование свойств в известных пределах у одной и той же стали данной плавки может быть достигнуто за счет изменения температуры и продолжительности отпуска (рис. 197 [281]). Было показано [633], что продолжительность низкого отпуска играет большую роль, особенно если сталь применяется в конструкциях, имеющих надрезы, отверстия резьбы и т. п. В этом случае продолжительность отпуска должна быть увеличена против обычно применяемого 1—1,5-ч, что значительно повышает сопротивление отрыву и уменьшает чувствительность к надрезу, тогда как твердость и сопротивление срезу понижаются еще мало. Поэтому, если снижение твердости вообще недопустимо, то лучше применять длительный отпуск при более низкой температуре, чем наоборот.

С другой стороны, при очень малой продолжительности отпуска, измеряемой секундами, наблюдалось [950] повышение пластичности и вязкости по сравнению с часовым отпуском, в том числе и тогда, когда это не связано с уменьшением обычной хрупкости при отпуске.

Увеличение продолжительности низкого отпуска важно также для наиболее полного снятия остаточных напряжений, величина которых

может быть весьма значительной. Из рис. 198 [376] видно, что удлинение отпуска при 180°C с 2 до 12 ч понижает остаточные напряжения на 18—20 кг/мм². В связи с этим напомним, что важность уменьшения остаточных напряжений отмечали еще выдающийся русский металлург Н. В. Калакуцкий [283] и основатель металлографии Д. К. Чернов [284].

Однако не всегда полезно снимать остаточные напряжения. В зависимости от условий работы детали ее прочность может быть повы-

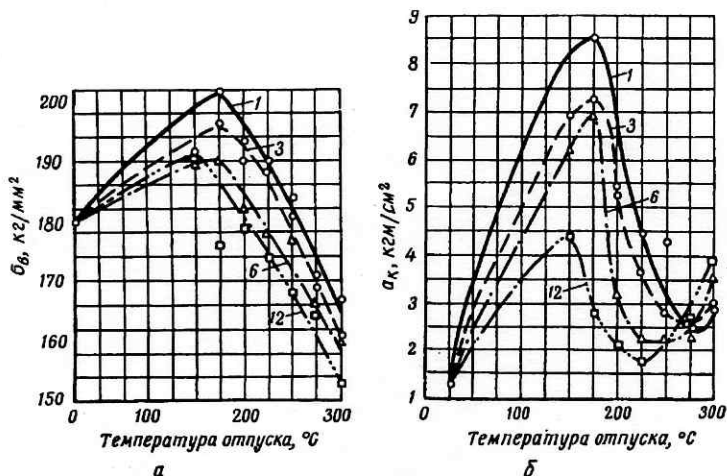


Рис. 197. Изменение предела прочности (а) и ударной вязкости (б) низкоотпущенной хромистой стали (0,4% С, 0,23% Si, 0,65% Mn, 1,01% Cr и 0,27% Ni) при изменении температуры и продолжительности отпуска. Цифры на кривых означают продолжительность выдержки при температуре отпуска, часы

шена в одном случае за счет предотвращения или снятия остаточных напряжений, а в другом случае, наоборот, за счет создания остаточных напряжений требуемой величины и знака [196, 53].

В США в качестве способа получения высокопрочной стали также широко используется закалка с низким отпуском, но там есть два направления [900]. Представители первого направления считают, что наиболее правильно применять зарекомендовавшие себя в производстве стали стандартного состава, изменяя только условия их термической обработки. Представители второго направления считают, что необходимо разработать новые составы стали, которые позволяли бы получать при высоком пределе прочности лучшие значения других характеристик. При этом исходят из трех основных принципов: 1) структура стали после закалки должна состоять почти из 100% мартенсита¹; 2) содержание углерода должно быть настолько низким, насколько

¹ Для уменьшения количества остаточного аустенита целесообразна обработка холодом после закалки.

ко это позволяет требуемая высокая прочность; 3) сталь не должна требовать отпуска в интервале необратимой хрупкости. Тем не менее почти все разрабатываемые там новые стали содержат повышенное количество углерода. Большинство из них характеризуется также высоким содержанием кремния [см. 970], позволяющего отпускать сталь при температуре до 300—325° С. Увеличение содержания кремния от нормального до 1,5% повышает σ_b на 25—30 кг/мм², а также предел текучести. Одновременно указываются недостатки высокопрочной низкоотпущенной стали, уже отмеченные нами, а также повышенная чувствительность к водородной хрупкости при гальванических покрытиях и к шлифовочным трещинам.

В последние годы исследованы в качестве высокопрочных после закалки и низкого отпуска новые стали, представляющие собой (см. табл. 33) модификации различных известных ранее сталей.

Сталь 1 содержит повышенное количество кремния, титан и бор (бор — для повышения прокаливаемости и ударной вязкости). Сталь предназначена в основном для изготовления шасси самолетов. Сообщается, что еще лучшие значения относительного сужения и ударной вязкости получены на такой стали после переплавки в вакууме.

Сталь 2 (табл. 33) содержит 1% Со (никеля в ней нет) и обладает умеренной прокаливаемостью¹. Но это одно из ее достоинств, так как она предназначена для изготовления в основном корпусов ракетных двигателей, а закалочные напряжения сказываются особенно отрицательно при двухосном и сложном напряженном состоянии.

Эта сталь оказалась лучше, чем 5%-ная хромистая сталь типа штамповой (см. ниже, стр. 321) при испытании внутренним давлением (двухосном напряжении). Сопротивление разрушению при таком нагружении у этой стали было меньше, но предел текучести заметно выше. Кобальт, как и кремний (и хром), увеличивает устойчивость против отпуска. Из-за отсутствия никеля в стали получается меньше остаточного аустенита. Благодаря наличию ванадия, замедляющего рост зерна, и ограниченному содержанию марганца (<0,8%) сталь хорошо сваривается. Она сравнительно мало чувствительна к надрезу и имеет малую анизотропность пластичности после низкого отпуска, хорошо поддается глубокой вытяжке и лучше обрабатывается резанием, чем 5%-ная хромистая сталь.

Сталь 3 (табл. 33) содержит повышенное количество углерода, кремния и молибдена и 3% Со. Благодаря этому она по величине предела прочности и особенно предела текучести является сверхпрочной, имея в то же время и сравнительно высокие значения пластичности и вязкости.

Сталь 4 (табл. 33) имеет высокое содержание молибдена и легирована медью в количестве около 1,3% вместо никеля. Это сообщает

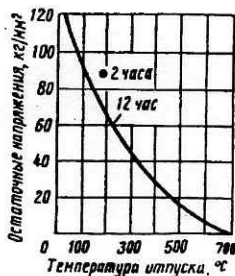


Рис. 198. Уменьшение остаточных напряжений, полученных после закалки, с повышением температуры отпуска

¹ На расстоянии 1,6 мм от охлаждаемого водой торца 55 HRC и на расстоянии 23,8 мм 52 HRC.

ей повышенный предел выносливости в состоянии после закалки и низкого отпуска (около 90% от величины $\sigma_{0,1}$ против 75% от $\sigma_{0,1}$ у стали без меди).

Сталь 5 и сталь 6 (табл. 33), особенно вторая, могут быть отнесены к сверхпрочным, но имеют при этом сравнительно высокую удар-

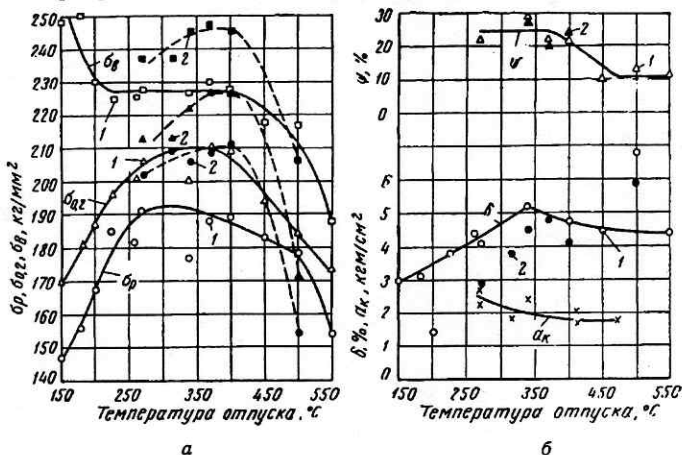


Рис. 199. Влияние температуры отпуска (выдержка 2 ч) после закалки с 860° С в масле на характеристики прочности (а), пластичности и вязкости (б) стали 7 табл. 33:

1 — без обработки холодом; 2 — до отпуска, охлаждение в жидком азоте

ТАБЛИЦА 33
ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
НЕКОТОРЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Номер стали ¹	Химический состав, %							Механические свойства					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Прочее	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	σ_b , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	α_k , кг/см ²
1	0,40	1,60	0,75	0,85	1,80	0,30	0,1Ti	0,003B	165	200	10	35	2,2
2	0,39	1,00	0,70	1,10	—	0,25	0,15	1,0Co	167	200	6,5	—	—
3	0,55	2,1 ²	0,40	0,90	1,92	0,53	—	3,0Co 0,03Al	206	238	11	29	2,6
4	0,45	0,17	1,40	0,83	0,06	0,68	0,17	1,28Cu	—	140	—	—	—
5	0,37	0,24	1,24	1,49	1,44	1,9W	—	—	171	205	—	—	6,0
6	0,45	1,05	0,43	1,32	2,33	2,0W	—	—	191	225	—	—	4,0
7	0,52	2,20	1,05	1,26	3,05	0,40	0,16	—	222	242	4,5	22	2,0
									$\sigma_p = 207$ кг/мм ²				

¹ Обработка и источник:

- [942]. Закалка с 900° С в масле и двойной отпуск при 200—250° С.
- [943]. Закалка с 930° С в масле или ванне 200° С и двойной отпуск при 260—315° С.
- [921 дискуссия]. Закалка с 900° С в масле и отпуск 10 ч при 315° С.
- [944]. Закалка и отпуск 4 ч при 200° С.
- и 6 [945]. Закалка с 900° С в масле и отпуск 2 ч при 200° С.
- [630]. Закалка с 860° С в масле, охлаждение при -195° С и отпуск 2 ч при 400° С.

ную вязкость за счет легирования вольфрамом (при отсутствии молибдена) в количестве около 2% и умеренного содержания в них углерода.

Исследованная нами (совместно с Л. А. Кирмаловым [630]) хромоникельмолибденованадиевая сталь с повышенным содержанием углерода и кремния, типа стали 7 (табл. 33), предназначалась в основном для изготовления деталей измерительной аппаратуры сверхвысокого давления. Поэтому особенно важно было получить в этой стали высокий или сверхвысокий предел пропорциональности σ_p (а не $\sigma_{0,2}$). Как видно из рис. 199, у такой стали при отпуске предел прочности понижается, а предел пропорциональности (и текучести) до 350—400° С сильно повышается. До этой температуры отпуска повышается и относительное удлинение. После охлаждения при —195° С (в жидком азоте) отпуск до ~400° С приводит к значительному повышению всех характеристик прочности с небольшим ущербом для пластичности. Такой обработке и соответствуют свойства, приведенные в табл. 33.

Б. ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ЗАКАЛКА

Второй путь, уже проверенный и практически себя оправдавший, заключается в изотермической закалке стали на «нижний» бейнит. Сравнение рис. 200 [546] с приведенным ранее рис. 174 для той же стали,

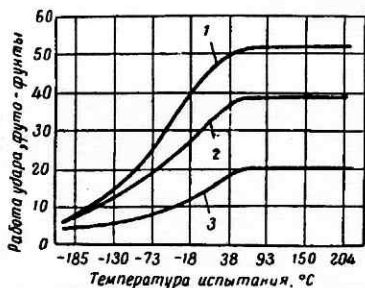


Рис. 200. Изменение ударной вязкости с температурой испытания у стали с 0,41% С, 0,32% Si, 0,91% Mn, 0,08% Cr, 3,31% Ni и 0,008% Mo:

1 — изотермическая закалка 260° С, 4 ч + отпуск 540° С (34HRC); 2 — изотермическая закалка 260° С, 4 ч + отпуск 425° С (40HRC); 3 — изотермическая закалка без отпуска (50,5 HRC)

закаленной на мартенсит, показывает, что неотпускавшийся бейнит при одинаковой твердости имеет более низкую критическую температуру хрупкости, чем закаленная на мартенсит сталь после отпуска при 260° С и практически равную таковой у стали, отпущенной при 425° С, т. е. за зоной необратимой хрупкости. Изотермическая закалка на «нижний» бейнит в сравнении с обычной закалкой на мартенсит с последующим отпуском на такую же твердость (45—46 HRC) уменьшает также чувствительность стали к надрезу и перекоосу [см. 275].

В случае изотермической закалки при оптимальных условиях можно получить сочетание характеристик прочности, пластичности и вязкости лучшее, чем после закалки на мартенсит и последующего среднего отпуска, соответствующего определенному диапазону значений твердости. Как видно из рис. 201 [212] для хромокремнемарганцевой стали 30XГС, понижение твердости в интервале 550—400 HV после обычной закалки сопровождается падением ударной вязкости, обусловленным необратимой хрупкостью. У стали же, подвергнутой изотермической закалке с оптимальной выдержкой в закалочной среде, с понижением твердости ударная вязкость повышается.

Чем шире интервал температур отпуска, в котором проявляется необратимая хрупкость, тем в большем диапазоне значений твердости

сказываются преимущества изотермической закалки по сравнению с обычной. Так, для стали 30ХГСА, имеющей широкий интервал необратимой хрупкости, изотермическая закалка обеспечивает более высокие значения пластичности и вязкости даже по сравнению с обычно применяемым для нее отпуском при 500° С. Для стали же с более узким интервалом необратимой хрупкости, например 40ХНМА, 38ХА, 50ХФА, применение изотермической закалки целесообразно только при обработке на твердость 42—46 HRC.

У стали типа 30ХГСА после изотермической закалки значительно понижаются предел текучести и особенно предел пропорциональности при одинаковом значении предела прочности по сравнению с обычной

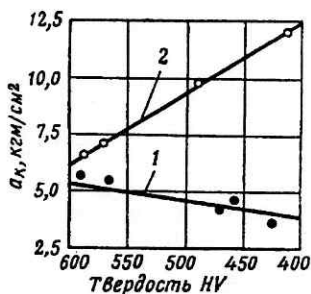


Рис. 201. Соотношение между твердостью и ударной вязкостью стали 30ХГС после обычной (1) и изотермической (2) закалки

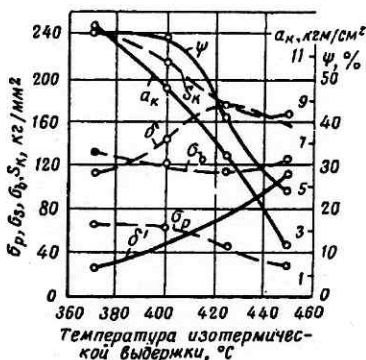


Рис. 202. Влияние температуры ванны при изотермической закалке на механические свойства стали 30ХГСА

закалкой и последующим средним отпуском. У других сталей (40ХНМА, 38ХА и др.), в структуре которых не получается аустенита, эти характеристики понижаются в меньшей степени. Предполагают [720], что пониженные значения пределов пропорциональности и текучести при высоком сопротивлении разрушению и являются, возможно, причиной малой чувствительности к надрезу изотермически обработанной стали.

Указанные преимущества изотермической закалки достигаются, как уже упоминалось, в случае обработки при оптимальных условиях. Как показали В. Д. Садовский и др. [212, 917], получаемые свойства, в первую очередь ударная вязкость, сильно зависят от продолжительности изотермической выдержки. Оптимальная продолжительность выдержки различна для сталей разного состава и, кроме того, зависит от температуры закалочной среды и температуры последующего отпуска.

Влияние температуры изотермической закалки иллюстрирует рис. 202 [720], из которого видно, что с ее повышением предел прочности остается практически постоянным, тогда как предел пропорциональности, сопротивление разрушению, относительное сужение и ударная вязкость падают. Понижение предела пропорциональности при постоянном пределе прочности, очевидно, и приводит к возрастанию

относительного удлинения, несмотря на то, что сталь приобретает значительную хрупкость. С повышением температуры изотермической закалки начинает также резко сказываться масштабный фактор. Отпуск при 300—350° С для стали, подвергнутой изотермической закалке, целесообразен. Вообще же оптимальные условия обработки должны быть установлены экспериментально для каждого конкретного случая.

Серьезное затруднение при использовании изотермической закалки связано с возможностью разложения аустенита в перлитной области при охлаждении в горячих средах, что иллюстрируется данными, приведенными в табл. 34 [354] для хромокремнемарганцевой стали 30ХГС, закаленной с 875° С в ванне с температурой 300° С (выдержка 20 мин). Вследствие этого такая обработка с целью получения высокой прочности у некоторых сталей пока еще применима только для деталей или заготовок с небольшой толщиной стенки. Предлагалось [917, Арзамасов] применять прерывистую «изотермическую» закалку, т. е. переносить закаливаемую деталь из воды в горячую среду или печь, имеющую температуру изотермической выдержки. При этом необходимо для данной детали или заготовки установить оптимальную продолжительность выдержки в воде. Повышение скорости охлаждения достигается также за счет интенсивной циркуляции среды в закалочной ванне.

ТАБЛИЦА 34

ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ОБРАЗЦОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 30ХГС ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ. ТЕМПЕРАТУРА ВАННЫ 300° С

Форма и размер поперечного сечения мм	σ_s кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	δ , %	ψ , %	a_k кгм/мм ²	НВ кг/мм ²
Ø 5	—	175	12,0	53,0	—	445
□ 10	108	125	15,2	59,0	11,5	370
△ 15	115	130	15,0	57,0	11,0	340
Ø 35	90	108	20,0	55,0	10,2	300

Для возможности более широкого использования изотермической закалки с целью достижения высокой прочности необходимо дальнейшее изыскание сталей с оптимальным с точки зрения такой обработки содержанием легирующих элементов и углерода. Из применяющихся сталей наиболее удовлетворительные результаты в этом направлении дает хромокремнемарганцевая сталь типа 35ХГС. На деталях малых размеров из этой стали после закалки с 880° С в ванне с температурой 280—310° С и последующего охлаждения на воздухе нашим стандартом гарантируется получение $\sigma_s = 140$ кг/мм², $\sigma_b = 165$ кг/мм², $\sigma_5 = 10\%$, $\psi = 40\%$ и $a_k = 5$ кгм/см². Высокие свойства дает также хромокремнистая сталь с 0,4% С, 1,5% Si и 1,75% Cr. Близкие по составу стали рекомендуются для изотермической закалки на нижний бейнит и в иностранной литературе, например хромокремневанадиевая с 0,4% С, 1,0% Si, 1,2% Cr и 0,10% V и хромокремнемарганцевованадиевая с 0,45% С, 1,0% Si, 1,2% Mn, 0,6% Cr и 0,10 V [468]. Для этих сталей рекомендуется закалка в ванне с температурой 300° С (выдержка 30—60 мин). Получаемая при этом твердость составляет 40—50 HRC.

Общим для всех этих сталей является значительное содержание в них кремния. По данным [720], особые преимущества легированных кремнием сталей связаны с тем, что после изотермической закалки в нижней части промежуточной области их структура представляет собой смесь высокодисперсной игольчатого строения α -фазы и пластичного устойчивого аустенита. Устойчивость аустенита в данном случае, по-видимому, объясняется тем, что он сильно обогащен углеродом. Вследствие этого в структуре стали содержится также небольшое количество карбидов. Удовлетворительные результаты получаются и у ряда сталей без кремния, например 40ХНМА, 38ХА и др. [см. 970].

Однако значительно более высокую прочность мы получили на исследованных нами (совместно с Л. А. Кирмаловым) [630] хромоникельмолибденованадиевых сталях, содержащих 1,9—2,6% Si. Для одной из таких сталей, имевшей одновременно повышенное содержание углерода и по составу близкой к стали, свойства которой после закалки на мартенсит и отпуска приведены на рис. 199, некоторые благоприятные сочетания характеристик прочности, пластичности и вязкости, полученные после изотермической закалки, представлены в табл. 35.

ТАБЛИЦА 35

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ, ВЫПЛАВЛЕННОЙ В ИНДУКЦИОННОЙ ПЕЧИ
(СЛИТОК 100 кг), ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ.

Состав стали: 0,50% С, 1,86% Si, 0,87% Mn, 1,32% Cr, 3,13% Ni, 0,40% Mo, 0,17% V.

Номер образца	Температура изотермы °С	Продолжительность выдержки мин	σ_b кг/мм ²	σ_p кг/мм ²	δ %	ψ %	a_k кг/см ²	Твердость HRC
<i>Изотермическая закалка с 865° С без отпуска</i>								
1	300	10	245	177	4,7	27,0	2,1	57,5
2	300	10	239	180	4,7	3,0	4,0	58,5
3	300	30	228	160	3,3	20,0	3,0	57,8
4	350	30	237	180	4,5	23,0	3,4	59,0
5	350	30	235	183	3,5	14,5	3,4	58,8
6	400	10	242	200	3,2	25,0	3,0	58,9
<i>После изотермической закалки отпуск при 380° С: 40—60 мин</i>								
7	300	10	210	185	4,9	34,5	—	—
8	350	10	208	187	4,6	34,5	6,4—7,2	54,0
9	400	30	219	186	5,1	29,0	6,7	56,0
10	400	45	216	175	5,3	29,0	2,6	56,0
11	400	60	215	187	5,0	20,0	3,2	55,0

Сопоставление с данными рис. 199 показывает, что при таком же высоком пределе прочности значения предела пропорциональности ниже, но ударная вязкость выше после изотермической закалки, чем после закалки на мартенсит, обработки холодом и отпуска. Отпуск после изотермической закалки не изменяет предела пропорциональности, но понижает предел прочности и заметно повышает пластичность (особенно относительное сужение) и ударную вязкость. Обработка холодом после изотермической закалки данной стали понижала и прочность, и пластичность.

Для другой исследованной нами стали (с 0,4% С и высоким содер-

жанием кремния), выплавленной в промышленных условиях, свойства приведены в табл. 36, из которой одновременно видно, что увеличение

ТАБЛИЦА 36

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ, ВЫПЛАВЛЕННОЙ В 3-й ДУГОВОЙ ПЕЧИ
(СЛИТКИ 1200 кг), ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ С 890°С И ОТПУСКА ПРИ 380°С
Состав стали: 0,40% С, 2,58% Si, 0,89% Mn, 1,13% Cr, 2,67% Ni, 0,28% Mo, 0,29% V

Номер образца	Температура изотермы °С	Продолжительность выдержки мин	Длительность отпуска мин	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ %	ψ %	a_k кгж/см ²	Твердость HRC
1	370	30	— ¹	243	189	6,5	23,0	3,4	54,2
2	390	20	20	218	187	7,2	45,6	7,0	53,3
3	390	30	20	225	190	5,5	46,0	7,0	53,0
4	300	10	120	206	185	6,0	46,0	10,0	53,0
5	300	20	120	199	181	7,5	42,5	11,3	52,8
6	300	30	120	182	165	6,6	41,5	10,0	49,8

¹ Без отпуска.

продолжительности выдержки при отпуске (380°С) после изотермической закалилки повышает ударную вязкость. Общий уровень прочности у этой стали ниже, а уровень пластичности и вязкости выше, чем у стали с более высоким содержанием углерода (сравни с табл. 35).

В. ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ИСХОДНОГО АУСТЕНИТА¹ (ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА)

Наиболее высокая прочность достигнута в последнее время у стали способом пластического деформирования исходного аустенита и последующего превращения его в мартенсит, причем должна быть предотвращена рекристаллизация аустенита. Возможны два варианта способа: 1) деформирование переохлажденного аустенита при температуре выше мартенситной точки для данной стали в области наибольшей его устойчивости (низкотемпературная термомеханическая обработка — НТМО); 2) деформирование равновесного аустенита при температуре выше A_{c3} (высокотемпературная термомеханическая обработка — ВТМО).

По первому способу, как сообщалось в работе [918], на стали с 0,35% С, 1,5% Cr и 4,5% Ni были получены $\sigma_s = 180$ кг/мм² и $\sigma_b = 201—235$ кг/мм² при $\delta \approx 12\%$ и $\psi = 32,7—42\%$. Проведенная позднее проверка [919, 920] подтвердила принципиальную эффективность такой обработки. В другой работе [921] на выплавленной в вакууме (в индукционной печи) стали с 0,63% С, 0,75% Mn, 1,54% Si, 2,91% Cr, 1,57% Ni и 0,43% Mo после деформирования переохлажденного аустенита в интервале 425—625°С на 90—93%, закалилки на мартенсит и

¹ В США этот способ получения сверхпрочной стали часто называют «Ausworking» или «Ausforming».

² В [918] ошибочно (из-за неправильного пересчета единиц) приводится предел текучести 280 кг/мм². Позднее, однако, сообщалось, что и $\sigma_{0,2} = 280$ кг/мм² был получен (на узкой ленте толщиной 0,25 мм), но при низкой пластичности (см. Metal Progress, v. 77, 1960, № 2, p. 134 и : 78, 1960, № 2, p. 118).

отпуска при 320°С были получены чрезвычайно высокие характеристики: σ_b около 280 кг/мм² и $\sigma_{0,2}$ около 260 кг/мм² при относительном удлинении около 3% (значения относительного сужения и ударной вязкости не приводятся). На отечественных сталях 40Х1НВА (0,39% С, 1,43% Cr, 1,59% Ni, 0,8% W) и 37ХНЗА (0,40% С, 1,3% Cr, 3,9% Ni) после пластической деформации переохлажденного аустенита на 70%, закалки на мартенсит и отпуска при 100°С также был получен предел прочности 245—255 кг/мм² при $\delta = 4—5\%$ и $\psi = 22—23\%$ (значения предела текучести не приводятся) [920].

Одна из причин столь сильного упрочнения стали заключается, по-видимому, в том, что в измельченных зернах и блоках деформированного аустенита образуются вследствие ограничения роста и увеличения числа зародышей более мелкие пластины мартенсита, что показано и экспериментально [921, 580]. Более важную роль играют другие факторы, например увеличение плотности дислокаций, выделение очень мелких карбидов при отпуске, а также из аустенита при его деформировании [см. 1014], текстура и др. Так, из рис. 203 [927] видно, что плотность дислокаций, уменьшаясь с температурой отпуска, остается больше или значительно больше в случае закалки деформированного аустенита, чем после обычной закалки. Там же показано, что плотность дислокаций оказывается больше, чем сумма их плотностей после закалки и после пластической деформации, т. е. каждая дислокация в аустените генерирует несколько дислокаций в мартенсите. Экспериментально подтверждена также [см. 456] большая анизотропность структуры и субструктуры и соответственно механических свойств: прочность на поперечных образцах значительно выше, а пластичность ниже, чем на продольных.

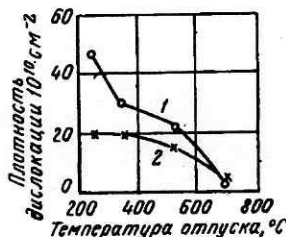


Рис. 203. Изменение плотности дислокаций с температурой отпуска у стали 3Х2В8 (0,3% С, 2% Cr, 8% W):

1 — закалка деформированного аустенита; 2 — обычная закалка

Причина упрочнения в значительной степени определяет и влияние ряда факторов на получаемые при этом способе значения характеристик прочности, пластичности и вязкости. На важнейших факторах мы кратко остановимся, хотя следует оговориться, что имеющегося экспериментального материала пока еще недостаточно для полного и окончательного суждения о роли каждого из них. К тому же экспериментальные данные противоречивы.

Температура, при которой производится деформирование стали, должна соответствовать области наибольшей устойчивости аустенита на кинетической диаграмме изотермического его разложения. Это особенно важно потому, что пластическая деформация уменьшает устойчивость аустенита, вследствие чего в стали могут образоваться немартенситные продукты его разложения. В исследовании [936] было установлено, что немартенситные продукты, не только перлитно-трооститные, но и бейнитные, получаемые при деформировании аустенита, отрицательно влияют на прочность, хотя и в меньшей степени, чем на прочность стали, исходный аустенит которой не подвергался деформированию.

Имеются, однако, основания полагать, что получение некоторого

количества бейнита, если он также подвергается пластическому деформированию, не только не вредно, но даже способствует дополнительному упрочнению стали. Действительно, сталь № 1 в табл. 37, по сообщению автора [921, дискуссия], уже после обжата 50% становилась среднемагнитной, а после обжата 75% — сильно магнитной (проба магнитом), тогда как сталь № 2 только после обжата 75% приобретала среднюю магнитность. Из табл. 37 видно, что у стали № 1 прочность возрастает значительно сильнее, чем у стали № 2, что и можно объяснить наличием в ней некоторого количества наклепанных немартенситных продуктов. Можно полагать, что речь идет о бейните, который образуется несмотря на то, что деформирование производилось в области повышенной устойчивости. Это подтверждается тем обстоятельством, что по нашим исследованиям (см. стр. 315) наклеп бейнита, сильно повышая предел текучести стали, почти не изменяет ее предела прочности. Из табл. 37 видно, что у стали № 1 предел

ТАБЛИЦА 37

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ДВУХ СТАЛЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ
ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА НА 75% ПРИ 540° С

Номер стали	Обозначение стали	Химический состав, %	Обработка	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ %
1	La Belle— HT	0,43C, 1,35Mn, 2,25Si 1,35Cr, 0,4Mo, 0,3V	Без деформирования	203	172	5
			Деформирование Увеличение, %	261 28,6	251 46,0	4 —
2	Super Tricent	0,55C, 0,8Mn, 2,21Si, 0,95Cr, 3,6Ni, 0,5Mo, 0,07V	Без деформирования	230	223	3,5
			Деформирование Увеличение, %	261 13,4	235 5,3	3,5 —

Примечание. После закалки обработка холодом при -73°C 8 ч и отпуск при 315°C .

текучести повышается почти в 2 раза сильнее, а у стали 2 — приблизительно в 2,5 раза слабее, чем предел прочности. По-видимому, немартенситные продукты в разных сталях могут влиять по-разному.

С возможностью образования немартенситных продуктов и их количеством связано и влияние длительности паузы между пропусками. Для данной стали длительность паузы, вообще говоря, должна быть установлена экспериментально, чтобы получить оптимальные свойства, а чаще она берется минимальной.

Степень деформации аустенита — основной фактор, непосредственно влияющий на получаемую прочность. С увеличением степени деформации уменьшается длина пластин мартенсита, что объясняется увеличением числа зародышевых мест и уменьшением толщины зерен аустенита в направлении, перпендикулярном направлению прокатки. Предел прочности и твердость изменяются наиболее сильно при сравнительно небольших степенях деформации, около 15%, а затем прямолинейно или по более сложной зависимости. Это косвенно доказывает, что измельчение мартенсита — не единственная причина упрочнения.

Условия охлаждения с температуры аустенизации до температуры переохладения (при которой производится деформирование) и после окончания деформирования также определяются из тех соображений, чтобы получить в стали больше мартенсита. Если немартенситные продукты будут получены после деформирования, т. е. сами не будут наклепаны, их влияние на прочность, по-видимому, будет всегда отрица-

тельное. В этом случае наблюдались [938] свойства более низкие, чем даже у недеформированной стали. При достаточно высокой прокаливаемости стали оказывается возможным даже заготовки сравнительно больших диаметров (30—40—50 мм) охлаждать до температуры деформирования на воздухе. После окончания деформирования заготовки следует охлаждать в масле.

Отпуск после закалки нормально понижает прочность, но в ряде случаев влияет иначе, что иллюстрируется примером, приведенным на рис. 204 [921]. Повышение предела текучести при отпуске наиболее вероятно объясняется выделением дисперсных карбидов. За счет подбора условий отпуска оказывается, следовательно, возможным получить у стали и сверхвысокий предел текучести, что для ряда применений особенно важно. Пластичность у одних сталей при отпуске понижается, у других (см. рис. 204), наоборот, повышается.

Было также показано [937], что у тех сталей, у которых при отпуске наблюдается эффект вторичной твердости (в данном случае у стали с 0,42% С, 1,85% Si, 0,25% Mn, 1,86% Cr, 4,15% Ni, 0,48% Mo и 0,25% V), прочность, полученная после термомеханической обработки, сохраняется и при высоком отпуске

(для данной стали — до 500°С). Но для этого температура аустенизации должна, конечно, обеспечить растворение карбидов.

Еще недостаточно ясна роль химического состава стали и особенно легирования в получении сверхвысокой прочности описываемым способом. Углерод, как обычно, до определенного содержания увеличивает достигаемую прочность, а затем (на рис. 205 [935] $s \sim 0,5\%$) понижает ее, вызывая полухрупкое или хрупкое разрушение. Однако в некоторых сталях, например в 3%-ной хромистой, углерод повышает прочность до 0,6% [см. 940]. Степень повышения прочности за счет деформирования аустенита по сравнению с обычной обработкой с угле-

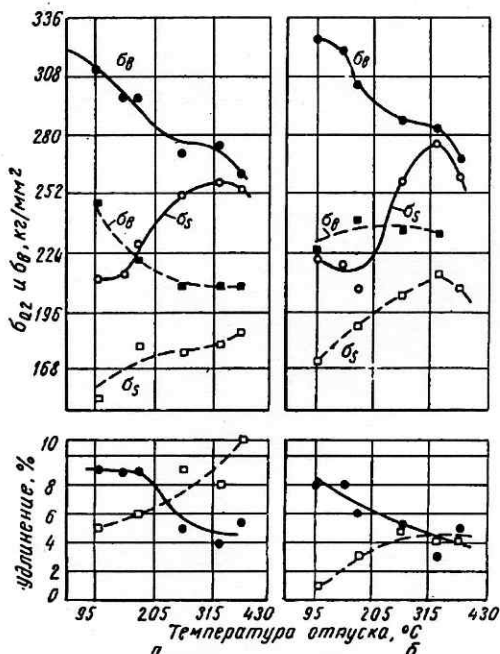


Рис. 204. Влияние температуры отпуска на прочность и пластичность двух выплавленных в вакууме сталей после обычной закалки (---) и после термомеханической обработки (—) со степенью деформации 90%:

а — сталь с 0,48% С, 1,53% Si, 2,94% Cr, 1,65% Ni, 0,42% Mo; б — сталь с 0,63% С, 1,54% Si, 2,91% Cr, 1,57% Ni, 0,43% Mo

родом либо не изменяется, либо несколько усиливается [937]. Пластичность сверхпрочной стали, которая вообще невелика, под влиянием углерода еще понижается (рис. 205). Углерод и в этом случае способствует увеличению количества остаточного аустенита, превращение которого в мартенсит при обработке холодом, как видно из рис. 206 [936], сильно повышает характеристики прочности (в данном случае — у стали 30ХГСНА с 0,45% С). В общем можно считать допустимым содержание углерода в сверхпрочной стали до 0,6%.

Легирование должно прежде всего обеспечить достаточно высокую прокаливаемость стали — и перлитную, и бейнитную, необходи-

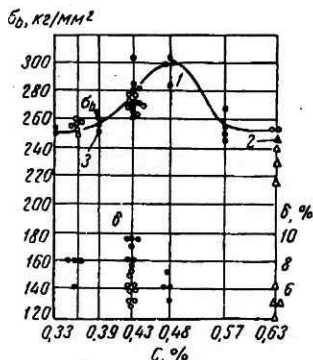


Рис. 205. Влияние углерода на механические свойства разных сталей после термомеханической обработки (деформация 90% при 550° С):

1 — сталь с 1,03% Si, 1,05% Mn, 1,86% Cr, 2,33% Ni, 1,03% W, 0,47% Mo, отпуск 100° С; 2 — та же сталь, отпуск 200° С; 3 — стали с ~1% Cr, 2,5% Ni, 1% W, отпуск 100° С

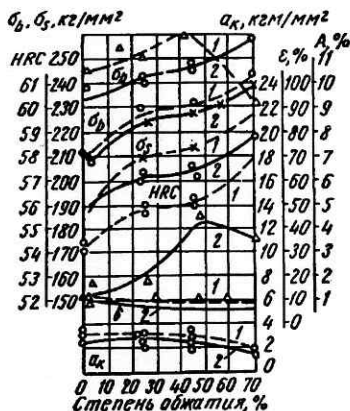


Рис. 206. Механические свойства и количество остаточного аустенита стали 30ХГСНА (с 0,45% С) в зависимости от степени деформации. Аустенизация при 900° С, подстуживание до 550° С, охлаждение:

1 — в масле; 2 — в масле, затем до -80° С. После всех вариантов обработки отпуск 275° С в течение 6 ч

мость которой ясна из сказанного выше. Но и индивидуальная роль легирующих элементов должна быть значительна. Пластическая деформация даже высокоустойчивого аустенита в соответствующей температурной области все же способствует получению некоторого количества немартенситных продуктов, которые сами наклепываются. Для их свойств, а следовательно, и для свойств всей стали химический состав не безразличен. Мы видели, что они могут повышать прочность стали. Но при другом составе они понижают прочность. В частности, положительное влияние, по нашим исследованиям, оказывает высокое содержание кремния. Легирующие элементы, главным образом карбидообразующие, по-разному влияют на состав и поведение карбидов, выделение которых в дисперсной форме является, вероятно, основной причиной повышения предела текучести при отпуске. Следовательно, разные стали могут иметь различные конечные значения предела текучести. Индивидуальное влияние легирующих элементов несомненно сказывается на пластичности и ее изменении при отпуске, что наблюдается экспериментально (см. выше). и, вероятно, в еще большей

степени на ударной вязкости, данных о которой пока мало. Для кремния и хрома установлено [804], что они, как и в других случаях, увеличивают устойчивость против отпуска, что позволяет получать при том же уровне прочности более высокую пластичность. Роль легирования должна еще быть изучена, так же как и ряд других вопросов, например анизотропность свойств, усиление которой уже замечено.

Большое влияние оказывает чистота стали. Указанные выше чрезвычайно высокие значения $\sigma_{0,2} = 260$ и $\sigma_b = 280$ кг/мм² были получены у стали, выплавленной в вакууме. Такие же высокие значения $\sigma_{0,2}$ и σ_b (σ_b в одном случае до 330 кг/мм²) были получены [937] у стали с 0,41% С, 1,39% Si, 0,08% Mn, 1,65% Cr и 4,54% Ni, выплавленной в вакууме из чистых исходных материалов, тогда как на аналогичной стали, но выплавленной в открытой печи из обычных материалов, после такой же обработки были получены $\sigma_{0,2} = 171$ и $\sigma_b = 212$ кг/мм². Авторы [937] объясняют влияние чистоты материала увеличением запаса пластичности в аустенитном, а после закалки — в мартенситном состоянии, что уменьшает вероятность локальной концентрации напряжений и образования микротрещин.

Основной недостаток этого способа заключается не только и не столько в технологических трудностях его осуществления, сколько в том, что он пока практически может быть использован только для изделий типа листов (сообщается о применении такого материала для корпусов ракет и т. п.), полос, ленты (в частности, пружинной, см. стр. 360), катаных профилей, проволоки, для изделий, изготавливаемых штамповкой, выдавливанием и т. п. Для других изделий использование способа пока ограничивается тем, что обработка резанием стали в состоянии сверхвысокой прочности еще является самостоятельной проблемой (см. стр. 299).

О втором варианте способа — деформировании равновесного аустенита с последующей немедленной закалкой, чтобы предотвратить его рекристаллизацию, — уже упоминалось на стр. 258, как об операции, которая [574] устраняет обратимую и значительно уменьшает необратимую отпускную хрупкость. Позднее было показано, что после такой обработки повышаются также характеристики прочности, однако в меньшей степени, чем после деформации переохлажденного аустенита¹.

Так, у стали с 0,385% С, 0,28% Si, 0,62% Mn, 0,81% Cr, 1,75% Ni и 0,23% Mo, закаленной после деформирования аустенита прокаткой на 72% при 840°С, предел прочности не изменился по сравнению с обычной закалкой, а предел текучести $\sigma_{0,2}$ был выше ~ на 25% (178 кг/мм² против 143 кг/мм²). После отпуска при 200°С эффект был меньше (178 кг/мм² против 161 кг/мм²). У той же стали, но закаленной после того, как аустенит был переохлажден до 540°С и продеформирован при этой температуре на 72%, и отпущенной затем при 220°С, предел прочности был на 13% (217 кг/мм² против 192 кг/мм²), а предел текучести ($\sigma_{0,2}$) на 19% (196 кг/мм² против 164 кг/мм²) выше, чем у закаленной обычным способом и отпущенной при той же температуре [922].

¹ В работах Р. И. Энтина и др. установлено, что прочность мартенсита после термомеханической обработки пропорциональна степени упрочнения аустенита (независимо от температуры, при которой производится обработка). Поэтому деформирование равновесного аустенита (высокотемпературная термомеханическая обработка) не может сообщить стали такую прочность, как деформирование переохлажденного аустенита.

Однако после деформирования равновесного аустенита пластичность стали выше, так что сочетание характеристик прочности и пластичности может оказаться даже более благоприятным, чем у стали с деформированным переохлажденным аустенитом. Ударная вязкость стали (в том числе при -40°) в первом случае также выше, чем во втором [см. 922].

На склонных к отпускной хрупкости сталях 30ХГС, 20ХН3 и 36ХН8С, отпущенных после закалки при 550°C в течение 2 ч, было показано [939], что деформирование аустенита при 900°C до закалки (с промежутком 0,3—0,4 сек) сильно повышает прочность (сопротивление разрушению S_R), относительное удлинение и относительное сужение при -195°C в результате возрастания хрупкой прочности границ аустенитного зерна.

Анизотропность характеристик пластичности, насколько можно судить по данным [922], у стали, упрочненной деформированием равновесного аустенита на 50%, практически такая же, как у стали, подвергнутой обычной закалке с отпуском.

Так как деформирование равновесного аустенита производится при более высокой температуре, этот вариант способа технологически легче осуществим, чем первый, т. е. деформирование переохлажденного аустенита, но предостеречь рекристаллизацию аустенита при таком способе обработки труднее. В остальном ему присущи те же основные недостатки, что и первому варианту. В частности, он также может быть пока использован в основном для изделий простой формы типа листов, полос, ленты, катаных профилей, проволоки, для изделий, изготавливаемых штамповкой, выдавливанием и т. п.

Г. ДЕФОРМИРОВАНИЕ (НАКЛЕП) СТАЛИ С НЕРАВНОВЕСНОЙ СТРУКТУРОЙ

Наклеп является одним из основных способов упрочнения стали с γ -решеткой. Он может также значительно упрочнить сталь с α -решеткой за счет сильного увеличения плотности дислокаций (см. стр. 31), но все же не настолько, чтобы перевести ее в разряд высокопрочной и тем более сверхпрочной. Однако высокую прочность можно получить за счет наклепа у стали с неравновесной (не аустенитной) структурой. Классическим примером служит стальная проволока, у которой холодное волочение с большими степенями обжатия после патентирования повышает предел прочности до 400—450 кг/мм² при удовлетворительной пластичности. На деталях реализовать такие условия пока практически невозможно. Однако и после наклепа с малыми обжатиями наблюдалось значительное повышение предела прочности и сопротивления разрушению без заметного снижения пластичности и вязкости, если сталь прошла предварительно закалку и отпуск при средних температурах. Это иллюстрирует рис. 207 [277] для стали 20. Объясняют это тем [140], что при неравновесной структуре должно облегчаться выделение карбидов по плоскостям скольжения в процессе пластического деформирования, что и является непосредственной причиной повышения прочности стали.

В последнее время мы исследовали [630] возможность использования деформирования после закалки в качестве способа дополнительного повышения прочности сталей, состав которых приведен в табл. 38. Эти стали, имеющие повышенное содержание углерода и кремния,

ТАБЛИЦА 38

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, ИССЛЕДОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Номер плавки	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W
5	0,50	1,86	0,87	1,32	3,13	0,40	0,17	—
8	0,43	2,32	0,98	1,38	3,31	0,43	0,20	—
10	0,49	2,42	0,72	1,59	3,04	—	0,13	2,48

являются сверхпрочными и непосредственно после закалки на мартенсит с низким отпуском (стр. 304), и после изотермической закалки без отпуска и с отпуском (стр. 307). Деформирование после таких обработок производилось путем растяжения до удлинения 1,0—1,5%. Часть образцов после деформирования подвергали повторному отпуску.

ТАБЛИЦА 39

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ 5 И 10 (ТАБЛ. 38), ПОДВЕРГНУТЫХ ДЕФОРМИРОВАНИЮ РАСТЯЖЕНИЕМ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ НА МАРТЕНСИТ С ОТПУСКОМ И ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ (без отпуска и с отпуском)

Номер образца	Термическая обработка до деформирования				σ_b кг/мм ²	σ_p , кг/мм ²		δ %	ψ %
	закалка ¹		отпуск			до деформирования	после деформирования		
	температура охлаждения среды °С	выдержка мин	температура °С	выдержка мин					
<i>Плавка № 5</i>									
1	400	10	—	—	245	192	230	4,1	20,0
2	400	10	—	—	240	194	230	4,4	23,0
3	400	30	—	—	247	214	247	4,7	23,5
4	400	30	—	—	250	209	250	2,5	12,5
5	400	45	—	—	215	174	215	3,7	21,0
6	400	60	—	—	212	177	212	3,9	26,0
7	300	10	380	60	212	182	209	4,3	31,0
8	300	30	380	60	215	180	215	5,5	38,3
9	350	30	380	60	200	162	200	3,3	23,5
10	380	40	380	40	213	190	213	3,6	24,0
<i>Плавка № 10</i>									
11	300	30	—	—	277	185	274	2,8	3,0
12	400	30	—	—	267	184	260	2,8	4,5
13	Масло	—	260	180	230	175	230	4,8	29,0
14	Масло	—	320	200	227	182	227	5,0	20,5

¹ Температура аустенизации 865° С (плавка 5) и 885° С (плавка 10).

ку. В табл. 39 приведены механические свойства, полученные после деформирования без последующего (повторного) отпуска.

Как видно из таблицы, предел прочности во всех исследованных нами случаях не изменяется, тогда как предел пропорциональности сильно увеличивается (что типично для влияния наклепа), чаще всего достигая значения предела прочности. Не изменяются практически и характеристики пластичности δ и ψ (сравни с табл. 35 для стали плав-

ки 5), причем диаграмма растяжения имеет вид, показанный на рис. 208. Это позволяет получить путем небольшого деформирования сверхвысокий предел пропорциональности, во всех случаях ограничиваемый только величиной σ_b , при удовлетворительной пластичности. Так, путем деформирования стали плавки 5 после изотермической закалки у нее достигнуто значение σ_p (и σ_b) = 245 — 250 кг/мм² при удлинении 4,7 и сужении 23,5%. Ударная вязкость, измеренная до деформирования, составляла 6—7 кгм/см² после отпуска и 3,5—4 кгм/см² без отпуска. На стали плавки 10 (легированной вольфрамом) получен даже предел пропорциональности около 275 кг/мм². Правда, при этом мала пластичность, возможность повышения которой мы изучаем. Следует, однако, заметить, что и

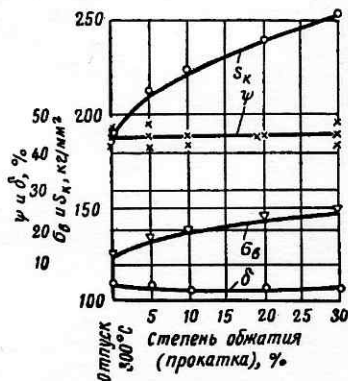


Рис. 207. Изменение механических свойств под давлением наклепа прокаткой у стали 20 после закалки с 900° С и отпуска при 300° С

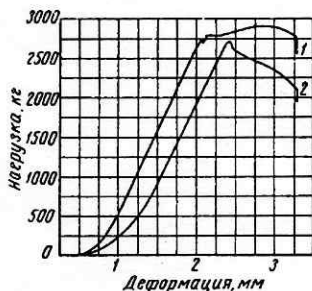


Рис. 208. Диаграмма растяжения для стали, упрочненной деформированием после закалки: 1 — без повторного отпуска (образец № 1, табл. 39; $d = 3,92$ мм); 2 — после деформирования — повторный отпуск (образец № 3, табл. 40; $d = 3,85$ мм)

при низкой пластичности сверхвысокий предел пропорциональности очень важен, особенно там, где остаточные деформации недопустимы (см. также [946]), например для деталей измерительной аппаратуры сверхвысокого давления, и т. п.

Принципиальное влияние повторного отпуска после деформирования было изучено на образцах плавки 8 (см. табл. 38), имеющих после закалки и отпуска не самый высокий предел прочности, но повышенные пластичность и вязкость ($a_k = 5,5$ кгм/см²). Из табл. 40 видно,

ТАБЛИЦА 40

ВЛИЯНИЕ ПОВТОРНОГО ОТПУСКА (ПОСЛЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ) НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ПЛАВКИ 8 (ТАБЛ. 38)

Обработка	Номер образца	σ_b кг/мм ²	σ_p кг/мм ²	δ %	ψ %
865° С, масло + отпуск 340° С, 40 мин	{ 1	216	183	5,7	35,8
	{ 2	218	183	5,4	35,5
То же + растяжение 1% + повторный отпуск 250° С, 1 ч	{ 3	235	235	4,0	38,0
	{ 4	235	235	3,8	35,0

что повторный отпуск увеличивает и предел прочности (в данном случае \sim на 20 кг/мм^2), несколько уменьшая удлинение, а предел пропорциональности возрастает при этом до нового значения предела прочности. Таким образом, деформирование после закалки с последующим повторным отпускком является резервом дальнейшего повышения прочности (и σ_p , и σ_b). Наши наблюдения показывают, что при двухосном растяжении и более сложном напряженном состоянии также увеличиваются одновременно и σ_p , и σ_b , но σ_p быстрее. О более быстром возрастании σ_s (чем σ_b) и увеличении отношения $\sigma_s : \sigma_b$ вплоть до единицы при наклепе у конструкционной и нержавеющей стали сообщается также в [976]. Аналогичное явление наблюдается и у низколегированных строительных сталей [см. 295].

Преимуществом описываемого способа упрочнения перед термомеханической обработкой является малая степень деформирования, которая легко может осуществляться после закалки путем гидростатического давления (автофретирования), растяжения, взрыва и т. п.

Причина сильного упрочнения стали деформированием после закалки еще полностью не установлена. Можно предположить, что она заключается также главным образом в увеличении плотности дислокаций и протяженности межблочных границ, задерживающих движение дислокаций. Некоторую роль, вероятно, играет и направленность зерен и блоков. Повторный отпуск, очевидно, приводит к выделению высокодисперсных карбидов.

Д. ЛЕГИРОВАНИЕ И ДИСПЕРСИОННОЕ ТВЕРДЕНИЕ

Легирование оказывает влияние на получаемые характеристики прочности стали при всех способах ее упрочнения, причем в каждом способе сказываются свои особенности этого влияния, рассмотренные нами в соответствующих местах. Здесь речь идет о сталях, в которых легирование определенными элементами создает предпосылку для их упрочнения либо непосредственно, либо (главным образом) за счет дисперсионного твердения, и в то же время сообщает им некоторые новые ценные свойства. Такие стали могут упрочняться дополнительно одним из описанных выше способов.

Основной недостаток дисперсионного твердения заключается в резком понижении характеристик пластичности и увеличении склонности к хрупкому разрушению. Безуглеродистые железные α -сплавы, способные к дисперсионному твердению, имеют весьма крупное зерно, что дополнительно усиливает их склонность к хрупкому разрушению в упрочненном состоянии (см. рис. 136). Вследствие этого дисперсионное твердение может быть использовано наиболее эффективно в сочетании с другими обработками, а именно:

1. В комбинации с наклепом. Наклеп, усиливая эффект дисперсионного твердения в направлении повышения прочности, в то же время приводит к измельчению зерна феррита, что уменьшает склонность стали к хрупкому разрушению. Такая комбинированная обработка может быть использована, например, для получения высокопрочного тонколистового материала, в котором наклеп легко достигается путем холодной прокатки или подкатки.

2. В сочетании с аустенитно-мартенситным превращением, в частности, как средство дополнительного упрочнения сорбитной основной

массы (см. рис. 121), в которой феррит имеет очень мелкое зерно. Последняя может быть получена либо в результате обычной мартенситной закалки и последующего отпуска, либо в результате нормализации стали со средним или несколько пониженным содержанием углерода. В обоих случаях при отпуске одновременно реализуется и эффект дисперсионного твердения.

Общим достоинством дисперсионного твердения как средства упрочнения стали по сравнению с обычной закалкой и отпуском является меньшая зависимость механических свойств от размеров сечения обрабатываемой заготовки. Это относится особенно к тем случаям, когда скорость разложения твердого раствора (упрочняющего элемента в железе) мала. В качестве упрочняющей фазы можно использовать стойкие карбиды, позволяющие получить существенное дополнительное упрочнение при отпуске. Стали, у которых высокая прочность обусловлена выделением стойких карбидов, уже получают практическое при-

ТАБЛИЦА 41

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ С 0,23% С, 0,55% Cr, 5,3% Ni, 2,3 Al, 0,24% Mo, 0,14% V ПОСЛЕ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ (РЕЖИМЫ А, В, С)

Свойства	А	В	С
σ_b , кг/мм ²	154,0	118,3	182,0
$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	147,0	110,6	—
$\sigma_{0,02}$, кг/мм ²	141,0	106,0	—
δ , %	13	17	0
ψ , %	40	55	0
S_R , кг/мм ²	201,0	179,0	182,0
Модуль Юнга, кг/мм ²	20100	20200	—
Твердость, HRC	47	36	53

Примечание. А. Нормализация с 925° С; закалка в масле с 900° С (44 - 48 HRC); затем отпуск при 690° С и старение при 520° С.
 В. Отпуск при 690° С.
 С. Отпуск при 425° С и старение при 520° С.

менение. Примером может служить сталь с 0,4% С, 1,5% Cr, 0,75% Si, 2,25% Mo и 0,75% V, в которой максимальное твердение (HV около 600 кг/мм², $\sigma_b \approx 200$ кг/мм²) наблюдается после отпуска при $\sim 600^\circ\text{C}$ при выделении карбида, близкого к Mo_2C . Содержание хрома соответствует минимальному, требуемому для обеспечения достаточной прокаливаемости, а кремний усиливает эффект вторичного твердения, по-видимому, вследствие уменьшения им периода решетки. Предел прочности около 140 кг/мм² получается за счет дисперсионного твердения карбидами после отпуска при $\sim 650^\circ\text{C}$ у малоуглеродистой высокохромистой стали примерного состава: 0,15% С, 12% Cr, 0,85% Si, 2,5% Mo, 0,75% V, 2% Co, 0,05% N. Азот способствует выделению карбида типа Me_2C [см. 991]. Значительный эффект упрочнения может быть получен также за счет промежуточных фаз, например, за счет фазы NiAl, как можно видеть из табл. 41 [см. 475]. Такая сталь, пригодная для изготовления, например, прецизионных шестерен, была предложена и ранее в качестве дисперсионно твердеющей азотируемой (см. стр. 354). Фаза NiAl очень устойчива против коагуляции; твердость стали мало понижается даже после 100 ч при 520°С. Ударная

вязкость после всех обработок низка. Хотя она может быть повышена изменением температуры старения за счет некоторого понижения твердости, участие наклепа и в этом случае может играть весьма полезную роль. Дополнительное легирование никельалюминиевой стали титаном значительно усиливает эффект дисперсионного твердения [при введении около 3% Ti твердость стали (HV) после отпуска \sim на 150 кг/мм² выше, чем у стали без титана].

Можно использовать в качестве упрочняющих и другие промежуточные фазы, в частности сложную Φ -фазу (предположительно — твердый раствор $CoMo$ в Fe_7Mo_6). Так, например, у сплава, содержащего 6% Mo и 10% Co, после отпуска при $\sim 650^\circ C$ получается $\sigma_{0,2} = 130$ кг/мм² и $\sigma_b = 170$ кг/мм² при $\delta = 12\%$ и $\psi = 27\%$ [см. 991].

Широко исследована в качестве упрочняющей фазы в конструкционных сталях медь. Во всех исследованиях [322, 402], в том числе и наших, установлено, что эффект дисперсионного твердения, вызываемый медью в железе и в малоуглеродистой стали, сохраняется и в легированной стали, но также уменьшается с увеличением содержания углерода.

Твердый раствор меди в железе обладает малой скоростью разложения. Вследствие этого эффект дисперсионного твердения при отпуске может быть получен и после предварительной нормализации. Однако при одинаковой прочности среднеуглеродистая сталь, легированная медью, обладает большей ударной вязкостью после закалки с последующим отпуском, чем после нормализации с последующим отпуском при той же температуре. Очевидно, в случае предварительной закалки основная масса стали состоит из мартенсита, вследствие чего она после отпуска сама имеет более высокую ударную вязкость, чем в случае предварительной нормализации.

Упомянутые исследования показали также, что, хотя наибольшее упрочнение за счет дисперсионного твердения медью соответствует температуре отпуска около $500^\circ C$, целесообразно повышать температуру отпуска примерно до $550\text{—}600^\circ C$. Падение прочности при этом еще не велико, а ударная вязкость значительно повышается.

В малоуглеродистой стали после нормализации или закалки без последующего отпуска, т. е. за счет вхождения меди в пересыщенный твердый раствор, может быть получено такое же упрочнение, как и за счет дисперсионного твердения, достигаемого при последующем отпуске. Количество меди, вводимое в легированную сталь с целью ее упрочнения за счет дисперсионного твердения, желательно иметь не выше 1,0—1,5%.

Стали, содержащие меньше 0,05% C и 18—27% Ni, дополнительно легированные титаном или титаном, алюминием и ниобием, могут приобретать высокую прочность за счет комбинации дисперсионного твердения и аустенитно-мартенситного превращения. Механические свойства, приобретаемые сталями такого типа после различной обработки, приведены в табл. 42 [933]. Промежуточная выдержка при $675\text{—}700^\circ C$ для сталей с 25% и 27,5% Ni имеет целью частичное выделение никеля и титана из твердого раствора в виде фазы Ni_3Ti , что приводит к повышению мартенситной точки и облегчает мартенситное превращение при последующем охлаждении на воздухе. За счет дополнительной пластической деформации аустенита (термомеханической обработки) предполагается довести значение предела текучести таких сталей до 210—250 кг/мм².

ТАБЛИЦА 42
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ С <0,05% С

Состав стали	Обработка	Свойства на гладком образце				σ_b на надрезанном образце, кг/мм ²	$\frac{\sigma_{bH}}{\sigma_{bгл}}$
		$\sigma_{0.2}$ кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	$\delta, \%$	$\psi, \%$		
20% Ni; 1,7% Ti; 0,2% Al; 0,4% Nb	Нагрев 1 ч при 815° С, воздух; нагрев 1 ч при 510° С, воздух	190	195	12	57	227	1,16
24,8% Ni, 1,6% Ti; 0,18% Al, 0,4% Nb	Нагрев 1 ч при 815° С, воздух; 4 ч при 700° С, воздух; 1 ч при 510° С, воздух	176	194	12	44	209	1,07
24,3% Ni; 1,6% Ti	Нагрев 1 ч при 815° С; 16 ч при -73° С; 4 ч при 455° С	164	177	14	58	—	—
	Нагрев 1 ч при 815° С; наклеп 50%; 16 ч при -73° С; 1 ч при 455° С	187	193	12	61	281	1,46
27,6% Ni, 1,5% Ti, 0,15% Al, 0,43% Nb	Нагрев 1 ч при 815° С, 4 ч при 675° С; 16 ч при -73° С; 1 ч при 455° С	174	197	13	61	191	0,97
	Нагрев 1 ч при 815° С; наклеп 50%; 1 ч при 455° С	178	196	13	61	255	1,30

Эти стали при высокой прочности имеют большую пластичность; малую чувствительность к надрезу, особенно если до дисперсионного твердения они подвергаются наклепу (см. табл. 42); высокую вязкость при низких температурах (до -120° С); малую наклепываемость (после деформации на 70% твердость стали повышается только на 1 HRC). Высокую прочность они приобретают после сравнительно простой обработки. К их недостаткам относятся высокое содержание никеля и необходимость точно регулировать состав для получения однородных свойств.

Приблизительно такими же механическими свойствами обладает модификация стали этого типа, содержащая до 0,03% С, до 0,1% Si и Mn, 17—19% Ni, 7—8% Co, 5% Mo, 0,3—0,5 Ti и малые добавки бора и циркония. Нагрев в течение 3 ч при 450—500° С после охлаждения на воздухе с 815° С сильно упрочняет ее также за счет комбинации дисперсионного твердения и образования мартенсита. Основные преимущества этой стали заключаются в том, что она полностью упрочняется в сечениях толщиной до 150 мм и хорошо сваривается без подогрева, причем отпуск после сварки восстанавливает прочность в околошовной зоне [948]. Надо, однако, полагать, что лишь в ограниченных случаях применения преимущества этой стали смогут окупить ее очень высокую стоимость.

Высокая прочность может быть достигнута также при комбинированном использовании нескольких эффектов и разных упрочняющих фаз. Примером может служить сталь состава [991]: 0,37% С, 2,15% Si, 0,5% Mn, 0,28% Mo, 0,2% V, 1,85% Cu, у которой после отпуска при 380° С получается $\sigma_{0,2} = 185 \text{ кг/мм}^2$ и $\sigma_b = 205 \text{ кг/мм}^2$ при $\delta = 13\%$ и $\psi = 46\%$, а после отпуска при 650° С — соответственно 145 и 150 кг/мм^2 и 17 и 47%. Здесь используются одновременно аустенитно-мартенситное превращение, дисперсионное твердение карбидами и медью и повышенная устойчивость мартенсита против отпуска, обусловленная кремнием. Собственно говоря, само дисперсионное твердение стойкими фазами обуславливает повышенную температуру отпуска, а это способствует получению большей пластичности и вязкости и позволяет использовать сталь в более жестких температурных условиях эксплуатации, например в сверхскоростных летательных аппаратах.

Во всех случаях более высокие значения пластичности и вязкости либо при одинаковых, либо при несколько пониженных характеристиках прочности, получаются у стали, выплавленной в вакууме. Установлено также, что пластичность (и некоторые другие служебные свойства) высокопрочной стали можно улучшить, если понизить содержание в ней серы и фосфора.

Значительный интерес представляет наметившаяся в последнее время тенденция использования некоторых инструментальных сталей в качестве конструкционных различного назначения. Особенно широко начинают применять в разных странах сталь для инструментов горячего деформирования H11 (см. стр. 475) и некоторые ее модификации в качестве высокопрочной конструкционной (для деталей шасси, тяжелонагруженных самолетов, для резервуаров и оболочек ракет, зубчатых колес экскаваторов, крепежных деталей и др.). Так, сталь с 0,40% С, 0,50% Mn, 1,35% Si, 5,08% Cr, 1,08% Mo и 1,07% V после охлаждения на воздухе с 1000° С и отпуска при 575° С имела $\sigma_{0,2} = 152 \text{ кг/мм}^2$ и $\sigma_b = 202 \text{ кг/мм}^2$ при $\delta = 6,7\%$ и $\psi = 15,2\%$ (на поперечных образцах 4,1 и 10,2% соответственно) [934].

Из табл. 43 [919, дискуссия] видно, что у приблизительно такой же стали (сталь 1) деформирование исходного аустенита (термомеханическая обработка) дополнительно повышает характеристики прочности, хотя и в значительно меньшей степени, чем можно было ожидать. Связано это, по-видимому, с тем, что выбранная температура нагрева для закалки еще не обеспечивает перевода в раствор стойких карбидов, а в этом случае вторичная твердость реализуется не полностью, и температура отпуска может оказаться слишком высокой. Вероятно поэтому у стали 2, которая нагревалась для аустенизации до более высокой температуры, эффект термомеханической обработки больше (табл. 43). Действительно, из табл. 44 [940] видно, что в случае нагрева для аустенизации до 1035° С и отпуска (двойного) при 510° С у 5%-ной хромистой стали термомеханическая обработка дает большой эффект упрочнения, причем с увеличением степени деформации растет не только прочность, но и пластичность.

Однако по другим данным [921, дискуссия], относительное удлинение с увеличением степени деформации сильно понижается (от 8% до 1,5% после деформации на 82%).

Такого же типа сталь, но с 0,4% С, 1% Si, 0,6% Mn, 5,0% Cr, 2,0% W и 1,0% V, т. е. легированная вольфрамом (вместо молибде-

ТАБЛИЦА 43

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ДЛЯ ГОРЯЧИХ ШТАМПОВ,
ЗАКАЛЕННЫХ И ОТПУЩЕННЫХ БЕЗ ДЕФОРМИРОВАНИЯ
И ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

Номер стали	Химический состав стали, %	Температура деформирования, °С	Толщина образцов, мм	Степень деформации, %	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	σ_b , кг/мм ²	δ , %	$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_b}$	Твердость HRC			
1	0,38 С, 0,40 Мп, 1,00 Si, 5,00 Cr, 1,35 Мо, 0,35 V	425	0,75	0	170	204	5	0,83	56			
			1,0	14	169	206	4	0,82	55			
			1,0	25	—	213	4	—	58			
			1,0	45	178	221	5	0,80	58			
			1,0	14	171	210	5	0,82	55			
			1,0	27	178	216	5	0,82	56			
		590	1,25	53	172	202	3,5	0,85	58			
			1,25	15	155	188	6	0,82	55			
			1,0	33	177	215	6	0,82	57			
			0,75	51	181	223	4	0,81	58			
			2	0,40 С, 0,55 Мп, 1,00 Si, 3,25 Cr, 2,50 Мо, 0,35 V	425	0,75	0	176	215	5	0,82	58
						1,0	12	183	221	4	0,83	56
1,0	30	188				232	4	0,81	59			
0,75	52	185				226	3	0,82	59			
1,0	9	188				225	4	0,83	58			
1,0	31	184				230	4	0,80	58			
590	0,75	50			184	232	3,5	0,79	59			
	1,0	11			183	223	3,5	0,82	58			
	1,0	30			190	231	3	0,82	58			
	0,5	52			210	234	4	0,90	58			

Примечание. Образцы стали 1 подвергали закалке с 980—1005° С в масле или на воздухе (в зависимости от толщины) и отпуску два раза при 540° С; образцы стали 2—закалке с 1035° С в масле или на воздухе и отпуску два раза при 540° С.

ТАБЛИЦА 44

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ СТАЛИ С 0,4% С, 5% Cr, 1,3% Мо и 0,5% V
БЕЗ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ АУСТЕНИТА.

Температура аустенизации 1035° С, отпуск два раза при 510° С

Степень деформации, %	Температура деформации ¹ , °С	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	σ_b , кг/мм ²	δ , %	ψ , %
0	—	168	216	7,0	27
50	480	220	259	7,0	23
86	480	249	277	8,0	37
94	480	258	286	9,0	42
50	550	210	250	8,0	34
86	550	232	264	8,3	38
94	550	241	274	8,5	40

¹ Охлаждение с температуры аустенизации на воздухе.

на) и большим количеством ванадия, предложена в качестве высокопрочной и в Советском Союзе.

Стали этого типа легко обрабатываются и обладают высокой прокаливаемостью, позволяющей охлаждать на воздухе высокопрочные

детали даже значительных сечений (до 300 мм) с минимальной деформацией. Изготовленные из такой стали сосуды высокого давления показали сравнительно высокую взрывную прочность [см. 928]. Их обрабатываемость резанием может быть улучшена введением некоторого количества селена. При этом механические свойства не ухудшаются, но при содержании больше 0,18% Se заметно усиливается анизотропность характеристик пластичности [934].

Е. ЗАКАЛКА С ОХЛАЖДЕНИЕМ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ (ТЕРМОМАГНИТНАЯ И ТЕРМОМЕХАНИКО-МАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА)

Термомагнитная обработка является эффективным средством создания магнитной текстуры в магнитотвердых и магнитномягких сплавах. В работе [923] высказано предположение, что в случае наложения сильного магнитного поля при аустенитно-мартенситном превращении должны повышаться механические свойства стали вследствие закономерной благоприятной ориентировки мартенситных кристаллов, измельченных в связи с направленным фазовым наклепом и магнитоотрицанием при намагничивании до насыщения.

Исследование [923] на микрообразцах из углеродистой стали, подвергнутых термомеханико-магнитной обработке, при которой исходный аустенит подвергался пластической деформации, а во время превращения его в мартенсит накладывалось магнитное поле, показало, что наложение магнитного поля, вообще говоря, дает положительный эффект. Все же рассмотрение результатов этих исследований еще не позволяет считать влияние термомагнитной обработки ни стабильным, ни значительным. Некоторый, хотя и очень малый, эффект от наложения магнитного поля (возможно, правда, что напряженность наложенного поля — 1300 эрст — была еще недостаточна) при закалке после термомеханической обработки стали 37ХНЗА был обнаружен в работе [920]: предел прочности повышался на 5—7 кг/мм².

В то же время имеются зарубежные сообщения [см. 924] о разработанном там весьма эффективном методе упрочнения стали, названном «термомагнадинамикс», сущность которого и заключается в закалке в магнитном поле. Подробности метода не приводятся. Сообщается также [см. 925] как об интересной особенности способа, что при закалке в сильном магнитном поле получают приблизительно одинаковые значения предела текучести и предела прочности и что, в частности, на стали с 0,4% С, 0,7% Cr, 1,8% Ni и 0,25% Mo были получены значения предела прочности и предела текучести около 260 кг/мм² при относительном удлинении 5—6%.

По-видимому, в «технологии» наложения магнитного поля при закалке имеется ряд тонкостей, которые еще необходимо изучить для получения устойчивых, воспроизводимых результатов. Можно полагать, что и химический состав стали должен играть существенную роль прежде всего как фактор, влияющий на положение мартенситной точки (которая в данном случае важна не сама по себе, а как точка Кюри в процессе превращения) и на величину магнитоотрицания при насыщении. Чем выше мартенситная точка стали и ее магнитоотрицание, тем большего эффекта следует ожидать от закалки в магнитном поле.

Исследование на стали 50ХНЗ с 0,52% С, 1,49% Cr и 22,85% Ni, имеющей мартенситную точку около — 100° С, показало [926], что им-

пульсное намагничивание (однокатное) полем 350×10^3 эрст при температуре жидкого азота вызвало интенсивное превращение аустенита в мартенсит в образцах и с крупным, и с мелким зерном, но и при этом не было обнаружено никакой преимущественной ориентировки мартенситных кристаллов. Это показывает, что наложение магнитного поля, очевидно, вследствие магнитострикционных эффектов, может интенсифицировать мартенситное превращение. Нам, однако, кажется, что упрочнение перлитной конструкционной стали объясняется не столько увеличением количества мартенсита, сколько изменением его строения под воздействием магнитного поля, а это возможно только при достаточно высоком положении мартенситной точки (точки Кюри) и большой магнитострикции.

8. СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ОБЛАСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ УЛУЧШАЕМОЙ СТАЛИ

Из всего сказанного выше следует, что в конструкционной стали очень ценным легирующим элементом является никель, обеспечивающий при одинаковой прочности стали наибольший запас вязкости, а в сочетании с хромом — и весьма глубокую прокаливаемость. Поэтому хромоникелевая сталь получила широкое распространение, особенно для крупных сильно нагруженных изделий ответственного назначения. Многолетним опытом применения хромоникелевых сталей был установлен и их оптимальный состав: около 1% Cr и около 2,3 и 4% Ni, при среднем содержании углерода от 0,25% до 0,45%, если они применяются как улучшаемые. Применяются также стали с промежуточным содержанием никеля, например с 1,5 и 3,25% Ni, а также с содержанием хрома, значительно отклоняющимися от 1% в ту или другую сторону. С целью уменьшения склонности хромоникелевых сталей к отпускной хрупкости и дополнительного повышения прочности в них вводят 0,20—0,40% Mo (или вольфрам), а для дальнейшего повышения прочности — также и 0,10—0,15% V. Примером может служить получившая применение в Советском Союзе [см. 634] сталь 38ХНЗМФА (0,36—0,42% C, 1,2—1,5% Cr, 3—3,4% Ni, 0,35—0,45% Mo, 0,10—0,20% V).

Как можно видеть из рис. 209 [296], хромоникельмолибденовые стали имеют усложненную кинетическую диаграмму разложения аустенита. Устойчивость аустенита в перлитной области с повышением содержания никеля при одинаковом содержании других элементов сильно увеличивается, причем максимум устойчивости сдвигается к более низким температурам. С повышением содержания никеля увеличивается устойчивость аустенита и в промежуточной области, но в значительно меньшей степени, чем в перлитной.

Таким образом, для изделий или заготовок из хромоникельмолибденовой стали легче обеспечить перлитную прокаливаемость, чем бейнитную, что должно учитываться также при выборе закалывающей среды и решении ряда других вопросов, в частности при установлении условий отпуска. Если бейнитная прокаливаемость данной заготовки играет особо важную роль, то целесообразно стремиться к верхнему для данной марки содержанию углерода, так как последний и в хромоникелевых или хромоникельмолибденовых сталях сильно повышает устойчивость аустенита в промежуточной области, почти не влияя или

даже несколько уменьшая устойчивость его в перлитной области. Повышение же содержания молибдена влияет на перлитную прокаливаемость в противоположном направлении и практически не влияет на бейнитную прокаливаемость. С точки зрения перлитной прокаливаемости следует иметь еще в виду, что на нее влияет и дендритная ликвация [302], к которой хромоникелевые стали весьма склонны, причем наиболее значительна дендритная ликвация хрома. Хотя в поковках ликвация по сравнению со слитком уже сильно ослаблена, тем не менее с ней еще часто приходится считаться.

Температура критической точки A_{c3} у хромоникельмолибденовых сталей колеблется в пределах 750—780° С. Поэтому не следует нагре-

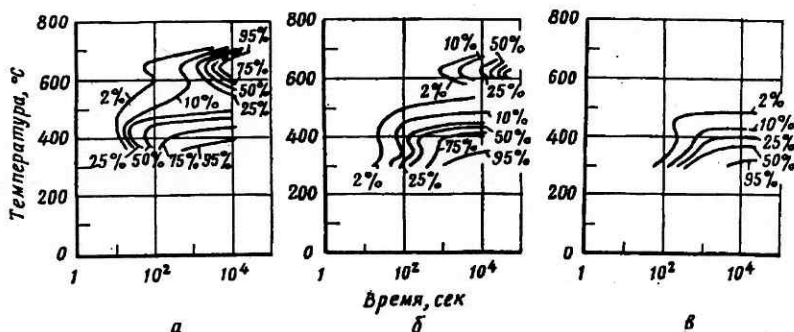


Рис. 209. Кинетические диаграммы разложения переохлажденного аустенита у хромоникельмолибденовых сталей с разным содержанием никеля. Предварительный нагрев 870—880° С:

Кривая	С. %	Сг. %	Ni. %	Мо. %
а	0,36	0,95	1,32	0,24
б	0,36	0,91	2,80	0,24
в	0,35	0,84	3,95	0,38

вать их для закалки выше 830—850° С. При более высоком нагреве увеличивается и количество остаточного аустенита, тем более что в сравнительно крупных заготовках оно может возрасти еще дополнительно за счет частичного превращения аустенита в промежуточной области.

Для изделий небольших размеров, менее нагруженных и менее ответственного назначения, еще задолго до второй мировой войны успешно применяли стали, не содержащие или содержащие малые количества дорогих легирующих элементов — никеля, молибдена, ванадия, вольфрама — и легированные главным образом хромом, марганцем и кремнием в различных сочетаниях, а также хромом и молибденом.

Однако экономические и стратегические соображения, особенно во время второй мировой войны, заставили пересмотреть систему легирования конструкционной стали также для изделий ответственного назначения. Общим для всех стран был, по-видимому, недостаток никеля, вследствие чего разрабатывались в первую очередь безникелевые и малоникелевые стали. Такие стали часто называли сталями-заменителями. Однако такое название следует считать неудачным, так как оно неправильно ориентирует исследователей, производителей и

особенно потребителей — конструкторов. Сталей-заменителей нет. Каждая сталь в зависимости от легирования и обусловленных последним свойств и особенностей изготовления и обработки может обеспечить определенные требования применительно к конкретным изделиям. Именно этот принцип позволил после войны и позволяет в настоящее время использовать результаты исследований и накопленный опыт производства и применения сталей-заменителей для более рационального с экономической и производственной точки зрения легирования конструкционной стали разного назначения.

В более широком толковании этот принцип, который во время войны называли принципом «идеальной стали», означает, что от стали не следует требовать излишних производственных запасов прочности и что она должна быть легирована только в степени, достаточной для обеспечения предъявляемых к ней требований применительно к данным изделиям. Отметим здесь кстати, что эти требования, а также характеристики, служащие критерием прочности, в свою очередь далеко не всегда достаточно обоснованы и часто без нужды повышаются из соображений большей надежности.

При изыскании низколегированных конструкционных сталей во время войны в США и частично у нас руководствовались также принципами «взаимозаменяемости легирующих элементов», главным образом по признаку их влияния на прокаливаемость, определяемую методом торцевой закалки.

Наконец, значительное внимание уделялось уменьшению количества марок легированной конструкционной стали.

После второй мировой войны во всех странах сохранилась тенденция к уменьшению содержания в стали легирующих элементов (принцип «идеальной стали») и сокращению количества марок стали. Поэтому наряду с возобновлением применения многих довоенных марок (часто с серьезными коррективами) продолжается также производство и применение ряда низколегированных сталей, разработанных и всесторонне проверенных во время войны.

Что касается собственно легирования, то тенденции использования различных элементов в конструкционной стали в главных промышленных странах приблизительно следующие. В Германии во время войны основными направлениями разработки малолегированных сталей были: замена хрома марганцем, частичная замена марганца кремнием, понижение содержания марганца. Марганцовистые, марганцеванадиевые с 1,2—1,5% Mn и 0,10—0,15% V, марганцевоникелевые с 1,0—1,3% Mn и 0,9—1,1% Ni и марганцевоникельванадиевые стали там применялись даже для изготовления стволов орудий, хотя это было сопряжено с большими трудностями. Эти стали выплавлялись в электропечах, они содержали значительно пониженные количества серы и фосфора, закачивались в воде и все же с трудом обеспечивали требуемую ударную вязкость на поперечных образцах. Была также введена сталь с 0,55—0,62% C, 0,8—1,1% Mn, 0,9—1,2% Cr и 0,10—0,18% V, а для наиболее нагруженных изделий применялась сталь с 0,3% C, 2,3% Cr и 0,2% V. Все эти стали обладают большой склонностью к отпускной хрупкости.

В настоящее время в ФРГ и ГДР наряду с углеродистыми, марганцовистыми, марганцеванадиевой, хромистыми и хромомолибденовыми для изделий менее ответственного назначения продолжает при-

меняться как наилучшая среди безникелевых высокохромистая сталь с ванадием (сталь 30CrMoV9), но для устранения отпускной хрупкости в нее введено 0,15—0,25% Mo. В отношении хромоникельмолибденовых сталей, предназначенных для изделий ответственного применения, обращает на себя внимание тенденция к уменьшению содержания никеля за счет увеличения содержания хрома [см. 503, 142, 970, 481].

Интересно, что на основании новейшего опыта исключены стали, содержавшие 3,5 и 4,5% Ni (прежние марки VCN35 и VCN45), так как введение в сталь никеля выше 2%, не давая особых технических преимуществ, ухудшает кристаллизацию слитка и технологические свойства стали. Более того, у обеих сталей с повышенным хромом и пониженным никелем свойства на поперечных образцах выше, чем у соответствующих им прежних марок. Подобная сталь применяется в некоторых случаях и в Советском Союзе, но заслуживает, по-видимому, более широкого применения.

В США во время войны была разработана большая группа малолегированных конструкционных сталей большей частью с повышенным содержанием марганца под названием NE (National Emergency). Так как марганец способствует росту зерна, то им легировались так называемые мелкозернистые стали, раскисляемые алюминием. В частности, такая сталь, содержащая 0,4% C и 1,4—1,5% Mn, получившая там название «пслугелированной», по прокатываемости приближается к хромоникелевой с 0,4% C, 0,6—0,7% Cr и 1,25—1,35% Ni и применялась для изделий диаметром до 40 мм, закаливаемых даже в масле.

После войны многие малолегированные стали типа NE применяют в виде промежуточной серии TS для изделий менее ответственного назначения [см. 635, 970 и др.]. Для наиболее же ответственных изделий в настоящее время применяются в основном довоенные стали, которые разделяются на три группы:

- 1) легированные одним элементом: марганцем (1300), никелем (2300), молибденом (4000) или хромом (5100);
- 2) легированные двумя элементами: хромоникелевые (3100), хромомолибденовые (4100), никельмолибденовые (4600) и хромованадиевые (6100);
- 3) легированные тремя элементами: хромоникельмолибденовые (4300).

В послевоенное время в США введены стали H (Hardenability), нормируемые по прокаливаемости [635], определяемой методом торшовой закалки. Для этих сталей даются более широкие интервалы содержания легирующих элементов, чем для обычных. В этих сталях в наиболее явной форме используется принятый в США принцип «взаимозаменяемости легирующих элементов».

Для нас американские тенденции в области легирования конструкционной улучшаемой стали представляют ограниченный интерес.

В Англии во время войны было сокращено количество марок конструкционной стали до 7, из которых три представляли собой хромоникельмолибденовые, три—легированные только марганцем в количестве до 1,6—1,8% и одна—марганцевомолибденовую. Эти малолегированные стали применялись для заготовок диаметром до 100 мм при категории прочности¹ 95 кг/мм².

¹ В Англии принято характеризовать конструкционную сталь категорией прочности, но в отличие от Советского Союза не по пределу текучести, а по пределу прочности.

В настоящее время английские конструкционные улучшаемые стали делятся на четыре группы: 1) легированные марганцем, некоторые из них — с добавкой никеля и молибдена; 2) хромистые и никелевые; 3) легированные тремя и больше элементами и 4) малолегированные, содержащие три-четыре элемента.

Во Франции во время войны новые стали, по-видимому, не разрабатывались. В настоящее время там применяются улучшаемые конструкционные стали шести групп: 1) марганцевые; 2) хромистые; 3) хромованадиевые; 4) хромомолибденовые; 5) хромоникелевые и 6) хромоникельмолибденовые. В пределах каждой из этих групп стали различаются главным образом содержанием углерода. По своему составу они значительно приближаются к современным немецким маркам.

В Советском Союзе в послевоенном стандарте (ГОСТ 4543—48) были учтены результаты исследований и производственный опыт военного времени. Однако исследования и производственный опыт последних лет позволили внести в новый стандарт (ГОСТ 4543—61) значительное количество важных изменений в следующих основных направлениях.

1. Сужение пределов содержания углерода на 0,01—0,02%.

2. Возможность выбора между сталями, легированными для устранения отпускной хрупкости либо молибденом, либо вольфрамом.

3. Введение нескольких новых групп сталей, например, хромомарганцевотитановых 30ХГТ, 35ХГТ и др., которые хорошо зарекомендовали себя в автостроении [636]. Сталь 30ХГТ может применяться и в качестве улучшаемой в низкоотпущенном состоянии, т. е. как высокопрочная, и как цементируемая, а некоторые другие — и после изотермической закалки. Стали, содержащие 1,4—1,8% Мп имеют повышенную износостойкость.

4. Снижение верхних пределов содержания никеля на 0,1% (в сталях, легированных никелем).

5. Снижение верхних пределов содержания серы и фосфора (в качественной стали на 0,005% и в высококачественной — на 0,01%).

6. Уменьшение допускаемого количества остаточных элементов (хрома, никеля, меди).

7. Повышение гарантируемых значений механических свойств (σ_b на 5—10 кг/мм²; δ на 1—2%; a_k на 1 кг/см²).

8. Для высокопрочных сталей с $\sigma_b > 120$ кг/мм² — возможность снижения a_k на 1 кг/см² при повышении σ_b на 10 кг/мм².

9. Введение ряда сталей с добавкой бора (о них сказано ниже). В стандарте также предусматривается возможность изготовления конструкционных сталей с нормированной склонностью к росту зерна и нормированной прокаливаемостью.

Кроме марок, включенных в новый стандарт, у нас разработаны и применяются различные другие улучшаемые стали, особенно содержащие пониженное количество или вовсе не содержащие никеля.

На рассмотрении свойств всех марок применяющейся в Советском Союзе конструкционной улучшаемой стали мы, естественно, не можем здесь останавливаться и отсылаем читателя к справочным и другим литературным источникам [ГОСТ 4543—61, 912, 636, 637, 611, 578 и др.].

Существует много путей и способов (прямых и косвенных) экономии легирующих элементов, в том числе дорогих или дефицитных (на-

пример, никеля) в конструкционной стали. Некоторые из них уже широко используются, другие еще разрабатываются или испытываются в промышленных условиях.

Один из них заключается в присадке нескольких тысячных процента бора, сильно повышающего прокаливаемость (см. стр. 179) стали, содержащей до 0,4—0,5% С. Во время второй мировой войны легированные бором конструкционные стали получили значительное развитие в США. После войны производство бористых сталей в США [411] снизилось до 0,5—1% (от общего количества легированной конструкционной стали) и их применение ограничивалось в основном деталями тракторов, коленчатых валов дизель-локомотивов и т. п. Однако с 1950 г. в связи с новым недостатком легирующих элементов использование бора там вновь стало расширяться. Так, в 1953 г. конструкционных сталей с бором было выплавлено около 8% (от общего количества легированной конструкционной стали).

Накопившийся к настоящему времени значительный опыт [см. 411] позволяет считать, что среднее количество вводимого в сталь бора должно составлять 0,002—0,003%, причем отклонения в ту и другую сторону практически не влияют на прокаливаемость. Нижний предел содержания бора ограничивается точностью его определения, составляющей $\pm 0,0003\%$. Верхний же допустимый предел содержания бора составляет 0,007%, так как большее количество его вызывает красноломкость. Вследствие большого сродства бора к кислороду и азоту необходимо перед введением его в сталь связать эти элементы алюминием, титаном или др. Для уменьшения расхода последних следует уменьшить газонасыщенность ванны, не допуская, в частности, ее перегрева.

Вводить бор можно и в виде простой, и в виде комплексной лигатуры (состав лигатуры см. [721, 970]). Следует, однако, иметь в виду, что при разных лигатурах бор неодинаково влияет на рост зерна аустенита (рис. 210). Вследствие усиления бором склонности к росту зерна он вводится в «мелкозернистую» сталь, которая обычно раскисляется алюминием в количестве 0,25—1,25 кг/т. В случае же легирования такой стали бором количество алюминия должно быть больше на 0,25 кг/т при выплавке в мартеновской печи и на 0,34 кг/т при выплавке в электропечи. Если бор вводится в виде простой лигатуры, то, помимо лучшего раскисления, необходимо еще давать титан или цирконий для связывания азота, причем для электростали количество этих элементов должно быть в два раза больше, чем для мартеновской, вследствие большего содержания в первой азота. При достаточном раскислении и деазотировании ванны усвояемость бора составляет 50—90% в зависимости от содержания в стали углерода и температуры разливки.

Считают, что с точки зрения прокаливаемости введением 0,002—

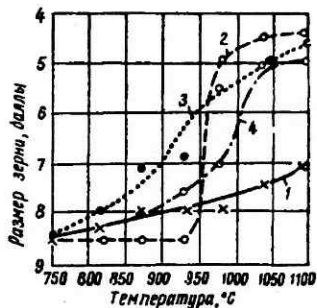


Рис. 210. Влияние температуры на величину зерна аустенита в конструкционной стали с бором, введенным из разных лигатур [411]:

1 — без бора; 2 — грейнал 79; 3 — сильказ; 4 — ферробор

0,003% В в улучшаемую сталь с 0,35—0,40% С можно заменить следующие приблизительные количества одного из легирующих элементов (I, II, III — данные различных исследований):

	I	II	III
Никеля	1,00—1,25	2,0	0,80
Хрома	0,30—0,35	0,5	0,27
Молибдена	0,10—0,25	0,35	0,23
Ванадия	0,12	—	—
Марганца	0,20—0,70	0,3	0,12
Кремния	1,60	—	0,87

Значительное расхождение данных разных исследователей может объясняться несколькими обстоятельствами: 1) введением бора из разных лигатур и в различно дегазированную сталь; 2) колебаниями в содержании углерода, оказывающего заметное влияние на величину коэффициента-множителя для бора (см. стр. 180); 3) введением бора в разные основы. Наибольший эффект по данным почти всех исследователей бор дает в стали, содержащей меньше 0,3% С.

Целесообразность и эффективность использования присадки бора зависят от экономического фактора. Так, в США, где стремятся экономить хром, бор вводят в большую группу марганцовистых и марганцевомолибденовых сталей. В ГДР и ФРГ сравнительно мало используют бор [411]. Все же и в ФРГ считают, что целесообразно частично заменять никель бором в цементуемой конструкционной стали.

В Советском Союзе бор в улучшаемой конструкционной стали нашел широкое и все расширяющееся применение. Некоторые легированные бором хромистые улучшаемые стали введены в новый стандарт (ГОСТ 4543—61), другие еще не стандартизированы [см. 611].

Следует, однако, иметь в виду, что по влиянию на механические свойства стали малая добавка бора не эквивалентна другим легирующим элементам, заменяемым ею в смысле влияния на прокаливаемость. Несмотря на наличие ряда противоречий, сейчас можно считать установленными три обстоятельства:

1. Механические свойства стали в направлении вытяжки под влиянием добавки бора повышаются при низких и средних температурах отпуска до 400—500° С. Так, было показано [289], что после низкого отпуска при практически одинаковой прочности можно у стали с добавкой бора получить значительно более высокую ударную вязкость. В тех случаях, когда заготовка из стали с добавкой бора прокаливается насквозь, а из стали без добавок не прокаливается, механические свойства стали с бором будут выше и после высокого отпуска. В этом случае введение в сталь бора даже при одинаковых механических свойствах может позволить закалывать сталь не в воде, а в масле.

2. Поперек направления вытяжки при полной прокаливаемости заготовки и с бором, и без него бор, не влияя на характеристики прочности, понижает пластичность и особенно ударную вязкость, причем это влияние сказывается сильнее у высокоотпущенной стали [590]. Если же заготовка из стали без бора обладает недостаточной прокаливаемостью, а бор ее повышает, то за счет этого он повышает также пластичность и вязкость и на поперечных образцах.

3. Если заготовка из борсодержащей стали не прокаливается насквозь, т. е. содержит немартенситные продукты разложения аустенита,

то бор сильно понижает ударную вязкость на поперечных и продольных образцах [540].

Кроме того, малые добавки бора усиливают отпускную хрупкость стали [172, 638, 411]. Все это делает нецелесообразным введение бора в сталь для крупных поковок ответственного назначения, подвергающихся высокому отпуску. Применительно же к небольшим заготовкам менее ответственного назначения усиление отпускной хрупкости не может препятствовать использованию бора. Следует, однако, считаться с тем, что борсодержащие стали обладают большей склонностью к короблению, что особенно важно для длинных заготовок.

К достоинствам легированных бором сталей относятся их лучшая обрабатываемость резанием и более легкое удаление окалины. В последнее время значительное внимание уделяется изучению влияния редкоземельных металлов (р. з. м.), но данные пока еще несколько противоречивы, что может объясняться разным составом лигатур, из которых р. з. м. вводятся в сталь. Было установлено [639, 590, 289 (стр. 269, 283, 303), 353 и др], что малые добавки редкоземельных элементов повышают при одинаковых характеристиках прочности пластичность и ударную вязкость литой и ковальной конструкционной стали, особенно при низких температурах. Редкоземельные элементы вводят в сталь в виде комплексной лигатуры мишметалла («ланцерамп») или ферроцерия после раскисления ее ферросилицием и алюминием и до присадки модификатора CaMnSi . Пластичность и вязкость стали с добавкой р. з. м. повышаются как после нормализации с последующим отпуском, так и после закалки и отпуска, причем наибольший эффект достигается при троостито-сорбитной структуре. Такая сталь по сравнению со сталью без редкоземельных металлов обладает также лучшей жидкотекучестью и свариваемостью.

Редкоземельные элементы по одним данным не влияют на прокаливаемость стали и ее склонность к отпускной хрупкости. По другим данным [353] они увеличивают прокаливаемость стали (особенно сильно совместно с бором) и уменьшают ее склонность к отпускной хрупкости.

Одна из причин повышенной пластичности и вязкости стали с добавкой редкоземельных элементов заключается в том, что неметаллические включения (сульфиды) в ней имеют округленную и измельченную форму. Другой причиной является вызываемое этими элементами обессеривание стали. Кроме того, редкоземельные элементы могут влиять положительно и вследствие легирования ими граничного слоя зерна.

Одновременным введением в сталь бора и редкоземельных элементов могут быть достигнуты две цели: повышение прокаливаемости, во всяком случае за счет бора, и компенсация отрицательного влияния его на пластичность и ударную вязкость в поперечном направлении. Следует отметить, что, по некоторым данным [540], редкоземельные элементы, в отличие от бора, не оказывают заметного влияния на механические свойства стали, содержащей немартенситные продукты разложения аустенита.

В настоящее время в Советском Союзе уже применяются по техническим условиям (см. [634]) сталь, легированная р. з. м. 40XЧ (0,37—0,45% С, 0,8—1,1% Сг, 0,25% р. з. м.), и сталь, легированная одновременно р. з. м. и бором 40XГРЧ (0,38—0,45% С, 0,8—1,1% Мп, 0,8—1,1% Сг, 0,25% р. з. м. и 0,002—0,003% В).

Длительными исследованиями [289, стр. 349] установлено также положительное влияние циркония (в среднем около 0,2%) на свойства

стали и предложен ряд новых марок улучшаемой конструкционной стали с цирконием, в частности сталь 45XII, обладающая большей прокаливаемостью и прочностью, чем сталь 45X, и практически равноценная сталям 40XH и 40XHM [см. 611].

По исследованиям В. А. Делле [см. 402], в легируемых никелем конструкционных сталях, особенно работающих в условиях ударных нагрузок, половина количества никеля может быть с успехом заменена равным количеством меди, влияние которой на склонность стали к хрупкому разрушению, по его данным, приближается к влиянию никеля. При таком сочетании никеля и меди устраняется вызываемая медью поверхностная красноломкость и в то же время сохраняется высокая прокаливаемость и вязкость стали. Для предотвращения хрупкости, обусловленной дисперсионным твердением, такую сталь не следует отпускать в интервале 400—550° С. Для легирования стали медью могут быть использованы медьсодержащие отходы (биметаллы) и специальные чугуны.

Экономия легирующих элементов, главным образом никеля¹, молибдена, вольфрама, достигается за счет использования отходов легированных сталей, особенно при применении кислорода в электроплавке [см. 314], а также природнолегированных чугунов. Этот принцип широко используется и за рубежом, наиболее полно в американских сталях серии TS (ранее NE). Но при этом необходимо тщательно сортировать отходы.

Косвенные пути экономии легирующих элементов заключаются в улучшении отдельных свойств или комплекса свойств стали путем выплавки или обработки ее новыми способами. Не имея, естественно, возможности останавливаться здесь на этих способах, мы их только перечислим (эти способы в соответствующих местах уже упоминались нами или будут упомянуты далее):

1. Электрошлаковый переплав расходуемого электрода [см. 347, 986].
2. Обработка стали в ковше расплавленным синтетическим шлаком [см. 956].
3. Разливка и (или) выплавка в вакууме, в том числе переплавка расходуемого электрода в дуговой печи в вакууме или инертных средах.
4. Применение глиноземисто-магнезиальных шлаков при выплавке в основной мартеновской печи [см. 258].
5. Усовершенствованная плавка, заключающаяся в доведении углерода до низкого содержания с последующим науглероживанием (см. [258] и стр. 293).
6. Выплавка в основных печах с предварительным раскислением не кремнием, а за счет углерода, алюминия, марганца [см. 231].

Из специальных способов обработки, кроме уже подробно рассмотренных выше, особенно в главе о путях получения высокопрочной стали (стр. 295), следует упомянуть о попытках улучшения свойств конструкционной стали за счет воздействия энергетических полей. На хромомарганцовистой улучшаемой стали было получено [234] повышение ударной вязкости на 70—80% при практически таких же значениях твердости и прочности путем охлаждения с 860° С в постоянном (на 71%) или переменном 50 гц (на 87%) магнитном поле. В наших исследованиях [435] было получено заметное повышение ударной вязкости и некоторое повы-

¹ Выгодно также вводить никель не в виде металлического, а в виде закиси никеля (см. Сталь, № 8, 1960, стр. 715; № 9, 1960, стр. 808; № 10, 1960, стр. 892) и из наждачной пыли (см. Сталь, № 8, 1961, стр. 702).

шение характеристик прочности (особенно предела пропорциональности) у сталей 35ХГСА и 40ХНМА за счет воздействия ультразвуком при изометрической закалке. Возможно, что уточнение режимов позволит повысить эффективность «озвучивания».

Следует напомнить также, что немаловажное значение для экономии легирующих элементов имеет правильное применение и выбор легирующей стали. В частности, необходимо стремиться к максимальному использованию углеродистой стали, причем под максимальным использованием мы понимаем и получение наилучших возможных для данной стали свойств, и приведение предъявляемых к ней требований в соответствие с указанным выше принципом «идеальной стали». У малоуглеродистой стали (типа Ст. 3 и Ст. 4) свойства могут быть значительно улучшены путем термической обработки («термического упрочнения»), заключающейся в нагреве проката до температуры выше критической точки A_{c3} и последующем ускоренном охлаждении (см. стр. 397 и [243]).

Среднеуглеродистая сталь может применяться в качестве конструкционной, как и легированная, после закалки с последующим отпуском. Основные недостатки углеродистой стали против легированной заключаются, как известно, в ее малой прокаливаемости и меньшей устойчивости структуры против отпуска. Поэтому для достижения такой же твердости и прочности, как у легированной стали, углеродистая сталь должна быть отпущена при более низкой температуре, вследствие чего обладает меньшей пластичностью и вязкостью, большими остаточными напряжениями и т. д.

Прокаливаемость углеродистой стали можно в известных пределах регулировать за счет охлаждающей среды, величины аустенитного зерна, содержания углерода, примесей и остаточных легирующих элементов. При данном содержании углерода наилучшие результаты обычно получаются в том случае, если сталь выплавляется так, чтобы она имела при температуре закалки мелкое зерно аустенита, а детали из нее закалываются в воде. Крупнозернистая сталь не обладает настолько высокой устойчивостью аустенита, чтобы детали можно было закалывать в масле, и имеет при этом пониженную ударную вязкость. Закалка же деталей из крупнозернистой стали в воде сопряжена с опасностью получения трещин и поводки.

ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЯЕМОЙ СТАЛИ

Поверхность изделий подвергается упрочнению большей частью цементацией, азотированием, цианированием или поверхностной закалкой. Соответственно мы рассмотрим цементуемые, азотируемые и поверхностно закаляваемые стали.

1. ЦЕМЕНТУЕМАЯ СТАЛЬ

А. ТРЕБОВАНИЯ, ПРЕДЪЯВЛЯЕМЫЕ К ЦЕМЕНТУЕМОЙ СТАЛИ

Решающее значение для цементуемой стали имеют ее технологические свойства и прежде всего способность воспринимать цементацию. Это означает, что диффузия углерода из карбюризатора в сталь должна совершаться с достаточной скоростью; науглероженный слой должен поглотить требуемое для получения высокой твердости мартенсита количество углерода и иметь при этом благоприятную структуру. В частности, избыточные карбиды должны быть мелкозернистыми и не должны образовывать сетки. В переходном слое содержание углерода должно уменьшаться по возможности плавно от наружного слоя к сердцевине. Особенно недопустима аномальная структура цементированного слоя, показанная на рис. 211 [41]. Крупные обособленные карбиды в аномальной стали с трудом переходят в раствор, вследствие чего сталь обладает неполной закаливаемостью, т. е. твердость мартенсита меньше максимальной для данного содержания углерода в слое. Кроме того, при этом уменьшается прокаливаемость, которая в аномальной стали вообще меньше, чем у нормальной, из-за более мелкого зерна. Все это приводит к получению большого количества «мягких мест» на закаленном цементированном слое или недостаточной твердости всего слоя, если сталь сплошь аномальна. В последнем случае она вообще непригодна в качестве цементуемой.

Вторым, не менее важным требованием к цементуемой стали является хорошая обрабатываемость ее резанием в отожженном или нормализованном состоянии, так как цементуемые детали чаще всего имеют сложную форму. Многие детали массового производства требуют обработки на автоматах. Наконец, иногда необходимо бывает подвер-

гать механической обработке некоторые предохраняемые от науглероживания места после цементации и термической обработки, так что сталь в таких случаях не должна обладать твердостью выше 38—45 HRC после закалки и низкого отпуска. Цементированный слой должен хорошо обрабатываться шлифовкой, не давая при этом трещин.

Из технологических свойств особо должно быть отмечено требование минимального изменения размеров и коробления при закалке. Поведение цементированных деталей в этом отношении зависит от их формы, а также от состава и структуры стали, но однозначного влияния этих факторов пока не установлено [346, 742 и др.]. Поэтому детали, особо склонные к изменению размеров и короблению, например тонкие шестерни большого диаметра, закаляются в прессах специальной

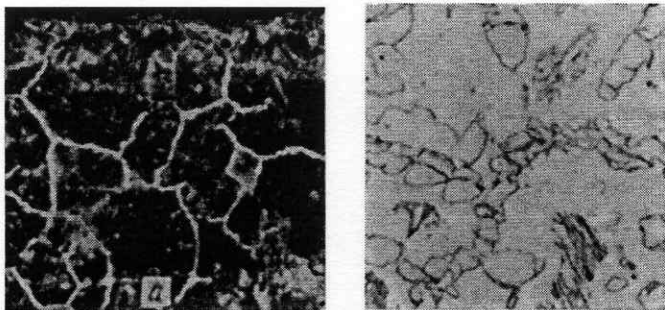


Рис. 211. Нормальная (а) и аномальная (б) структура цементированного слоя. $\times 200$

конструкции или других приспособлениях. Все же показано [641], что у стали с полосчатой структурой наибольшее изменение размеров наблюдается в направлении полосчатости. Наименьшее изменение получается в случае одной закалки с подстуживанием с цементационного нагрева. Поэтому рекомендуется применять сталь, обладающую малой склонностью к росту зерна, и ограничиваться одной закалкой. Применение «мелкозернистой» цементуемой стали целесообразно еще и потому, что при этом может быть повышена температура цементации и, следовательно, ускорен процесс.

Что касается механических свойств, то наиболее ответственна роль цементированного слоя, который должен обладать высокой стойкостью против износа и в то же время большой прочностью. Роль же сердцевины различна в зависимости от характера нагрузки и конструкции детали. При простом характере нагрузки, например при растяжении, сжатии, срезе, напряжения распределяются более или менее равномерно по всему сечению, так что свойства сердцевины и наружного слоя одинаково важны. При сложном напряженном состоянии — изгибе, кручении и т. п., — встречающемся наиболее часто, как это следует из так называемой диаграммы Вудвайна [348], у деталей малого сечения общего повышения прочности выгоднее достигать за счет увеличения глубины цементированного слоя, а у деталей сравнительно большого сечения — за счет увеличения прочности сердцевины, т. е. применения высокопрочной стали.

Предельное значение прочности сердцевины определяется, по-видимому, только обрабатываемостью режущими инструментами. Установившееся с давних пор мнение, что ударная вязкость сердцевины играет решающую роль в сопротивлении цементированного изделия излому при динамическом изгибе, в последние годы подвергалось пересмотру, чему в немалой степени способствовали исследования Л. С. Мороз и С. С. Шуракова [346]. Авторы показали, что в случае «хрупкого» динамического разрушения, характеризующегося тем, что после образования трещины в цементированном слое разрушение образца не требует притока энергии извне, а происходит за счет потенциальной энергии, накопленной до образования трещины, работа излома цементированных образцов не зависит от ударной вязкости сердцевины, а зависит только от предела прочности цементированного слоя. В случае же «вязкого» разрушения, характеризующегося тем, что после образования трещины необходима дополнительная энергия для деформирования и разрушения сердцевины, общая работа излома цементированного образца при динамическом приложении нагрузки возрастает с увеличением ударной вязкости сердцевины. Однако в условиях службы разрушение деталей, в особенности тяжело нагруженных, может вызвать уже трещина, образовавшаяся на цементированном слое. Поэтому практически прочность цементированных изделий и в случае «вязкого» разрушения при динамическом приложении нагрузки следует оценивать только тем минимальным значением энергии, которое необходимо для образования трещины в цементированном слое. Энергия же эта при отсутствии пластической деформации в подкорковой зоне, также определяется пределом прочности цементированного слоя.

Для ряда изделий, работающих при циклическом приложении нагрузки, например коленчатых валов, решающее значение имеет усталостная прочность. Цементация, как и другие виды поверхностного упрочнения, не только повышает предел усталости, но и уменьшает чувствительность его к концентраторам напряжений. Если разрушение начинается в подкорковой зоне, что наблюдается в случае отсутствия резкой концентрации напряжений на поверхности, предел усталости детали будет возрастать с увеличением предела прочности сердцевины. В обратном случае, когда из-за значительной концентрации напряжений разрушение детали начинается с поверхности, предел усталости этой детали определяется свойствами цементированного слоя. Поскольку ударная вязкость сердцевины оказывает на поведение цементированных деталей под действием ударной нагрузки далеко на решающее влияние, возможность повышения усталостной прочности этих деталей за счет применения высокопрочной цементуемой стали, хотя бы с пониженной ударной вязкостью, в ряде случаев приобретает значительный интерес.

Цементированный слой, как следует из всего сказанного выше, должен обладать не только высокой твердостью, обеспечивающей ему достаточную стойкость против износа, но и высокой прочностью, которая, как у всякой высокоуглеродистой закаленной стали, характеризуется сопротивлением отрыву. В связи с этим особое значение приобретает способность цементированного слоя хотя бы к весьма небольшим пластическим деформациям. Согласно принятым в настоящее время представлениям, это должно определять чувствительность цементированного слоя к надрезу, так как местная пластическая деформация у вершин острых надрезов может гасить возникающие там пики напряже-

ний. Имеются поэтому серьезные основания полагать, что разная чувствительность цементированного слоя к надрезу у различно легированных сталей связана с их способностью к пластическому деформированию, вследствие чего это свойство приобретает самостоятельное значение. Для ряда деталей, у которых вследствие резкой концентрации напряжений разрушение часто начинается с поверхности, решающую роль играет (см. выше) предел усталости цементированного слоя.

Для возможности закалки в более мягких средах с достижением при этом требуемой прочности и твердости цементуемая сталь должна обладать высокой прокаливаемостью, причем это требование часто относится не только к сердцевине, но и к цементированному слою. Хотя этот слой имеет сравнительно малую толщину, все же, если деталь имеет большие размеры, скорость охлаждения его может оказаться настолько пониженной, что в нем не будет достигнута возможная закаляемость.

Недавно было показано [404], что прокаливаемость цементированного слоя является важнейшим критерием при изыскании цементуемой стали (см. ниже, стр. 347). Определяется она на обычном образце торцевой закалки, только подвергнутому предварительно цементации в требуемых условиях (при разном содержании углерода в слое).

Наконец, содержание дорогих и дефицитных легирующих элементов, а также трудности выплавки, горячей обработки и др. в цементуемой стали, точно так же, как в улучшаемой и в других сталях, должны быть сведены к минимуму.

Б. РОЛЬ И ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И УГЛЕРОДА В ЦЕМЕНТУЕМОЙ СТАЛИ

Влияние, оказываемое легирующими элементами на сердцевину, в основном такое же, как в улучшаемой конструкционной стали, подвергаемой после закалки низкому отпуску, а влияние их на цементированный слой такое, как в инструментальной стали. Поэтому нет необходимости здесь еще раз останавливаться на их влиянии. Однако известная разница, связанная с тем, что здесь оба слоя сосуществуют в одной детали, имеется и для того, и для другого слоя. Кроме того, легирование здесь влияет на некоторые специфические свойства.

Роль легирующих элементов и в цементуемой стали заключается прежде всего в том, что они уменьшают критическую скорость охлаждения и повышают прокаливаемость. Вследствие этого детали могут закаливаться в масле или на воздухе, что способствует уменьшению деформации и короблению при закалке, понижает опасность образования трещин и остаточных напряжений в переходном слое. Устранение таких явлений для цементуемой стали особенно важно потому, что закалке подвергаются готовые детали, чаще всего сложной формы.

Вследствие влияния на прокаливаемость, а также в других направлениях легирующие элементы повышают прочность сердцевины. При одинаковой же прочности сердцевина у легированных сталей обладает большей вязкостью, а цементированный слой в ряде случаев большей пластичностью, чем у углеродистых. Однако некоторые легирующие элементы, повышающие прочность улучшаемых сталей, не могут быть использованы для той же цели в цементуемых из-за ограничений, вызываемых свойствами и условиями термической обработки цементированного слоя.

Прочность сердцевины, в том числе ее усталостная прочность, может быть значительно повышена также за счет более высокого содержания в стали углерода, так как наблюдающееся при этом некоторое падение вязкости, как показано выше, большей частью не играет роли. Тенденция к повышению содержания углерода в цементуемых сталях наметилась сравнительно давно; в частности, это предлагалось еще в 1938 г. [см. также 318]. В последние годы разработаны высокопрочные стали с повышенным содержанием углерода.

Введение в сталь до 0,25—0,30% С улучшает также ее обрабатываемость резанием¹ против стали, содержащей 0,1—0,15% С, что имеет

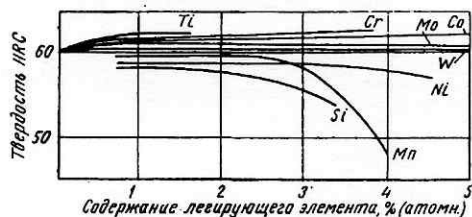


Рис. 212. Влияние легирующих элементов на твердость цементированного слоя после закалки и отпуска при 200° С

особо важное значение, так как многие легирующие элементы ухудшают обрабатываемость стали резанием.

При легировании цементуемой стали необходимо все же в первую очередь учитывать, в какой степени вводимые элементы способствуют или, наоборот, препятствуют удовлетворению требований, предъявляемых к цементированному слою.

Как было показано в главе о закаливании и прокаливаемости стали, максимальная твердость, которую возможно получить в цементированном слое после закалки, определяется только содержанием в нем углерода. Легирующие элементы, однако, облегчают достижение максимальной твердости, способствуя увеличению количества мартенсита.

Это иллюстрирует рис. 212 [421]. Никель и марганец в количестве больше 3—4% понижают твердость цементированного слоя вследствие увеличения количества остаточного аустенита, а кремний — из-за уменьшения содержания углерода в слое.

Элементы, образующие карбиды, не переходящие в раствор при закалке, способствуют увеличению стойкости цементированного слоя против износа, одновременно препятствуя росту зерна. Так, например, сообщается [342], что для стали с карбидами титана и циркония (18ХГТЦ) оказалось возможным повысить температуру цементации до 1200° С.

Повышение устойчивости закаленного цементированного слоя против отпуска также является иногда положительной стороной влияния легирующих элементов. По усиливающемуся влиянию в этом направлении элементы располагаются в следующем порядке [см. 421]: Ni, Mn, Co, W, Mo, Si, V, Ti, Cr.

Понижая критическую скорость охлаждения, легирующие элементы, как и закалка с большой скоростью охлаждения (например, в соляном растворе), уменьшают вредные последствия аномальной структуры. Одновременно они способствуют и предотвращению такой структуры. Аномальная структура может получаться не только в цементирован-

¹ Однако протягивание шлица в шестернях после цементации при этом затрудняется.

ном слое, но и в высокоуглеродистой стали вообще. Причина этого явления окончательно еще не установлена. Одни исследователи видят ее в наличии в стали включений кислородных фаз. Другая теория, основанная на том, что электролитическое, карбонильное и другие чистейшие сорта железа всегда аномальны, связывает это явление с тем, что в стали из-за ликвации имеются места, состоящие почти из чистого железа, где углерод обладает большой скоростью диффузии, вследствие чего карбиды легко коагулируют. Некоторые исследования показывают [643], что аномальная структура получается всегда, если неметаллические включения содержат больше 10% FeO, и что оба фактора, т. е. облегчение диффузии углерода и степень раскисленности стали, как-то связаны между собой. Во всяком случае практически считают, что склонность стали к приобретению аномальной структуры наиболее эффективно уменьшают такие легирующие элементы, которые действуют частично как раскислители и понижают критическую скорость охлаждения и скорость диффузии углерода в феррите. Можно полагать, что проблема аномальной структуры связана с относительным энергетическим состоянием зерен и их граничных слоев. В частности, возможно, что вследствие меньшей свободной энергии граничного слоя у стали с аномальной структурой слабее укрупняется зерно. Однако механизм процессов, который позволил бы объяснить все явления, связанные с образованием аномальной структуры, еще не ясен.

Исследования влияния легирующих элементов и углерода на прочность и пластичность цементированного слоя [346] показали весьма положительную роль никеля в цементуемой стали. Как

ТАБЛИЦА 45

ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ НА ПРОЧНОСТЬ ЦЕМЕНТИРОВАННОГО СЛОЯ
И ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ЕГО К НАДРЕЗУ

Химический состав стали, %			Среднее усилие ¹ P, кг		Понижение усилия под влиянием надреза, %
Mn	Cr	Ni	гладкие образцы	образцы с надрезом	
0,56	1,45	0,50	4330	1965	54,0
0,63	1,31	3,25	6200	3750	39,5
0,62	1,33	5,18	6500	4870	21,1

¹ P—усилие в момент образования трещины в цементированном слое.

можно видеть из табл. 45, введение никеля в сталь, содержащую 1,3—1,45% Cr, не только повышает прочность цементированного слоя на гладких образцах, но и сильно уменьшает чувствительность этого слоя к надрезу. Причина такого влияния никеля заключается, очевидно, в том, что он увеличивает пластичность высокоуглеродистой закаленной стали, разрушающейся путем отрыва.

Систематических исследований влияния легирующих элементов на прочность цементированного слоя еще нет. Имеющиеся же работы позволяют различать по этому признаку две группы сталей: к первой относятся стали, легированные никелем — никелевые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и т. п., а ко второй — стали хромистые, хромованадиевые, хромомарганцовистые, хромомарганцевотитановые и т. п. Стали первой группы обладают сравнительно малой чувствительностью к надрезу, т. е. к состоянию поверхности цементированного

слоя, тогда как вторая группа цементуемых сталей чувствительна к состоянию поверхности, причем эта чувствительность возрастает с увеличением содержания хрома. При больших содержаниях хрома (свыше 1,5—2%) резко падает прочность цементированного слоя, что вызывается уже в значительной степени увеличением количества и укрупнением карбидов.

Рис. 213 [346] подтверждает положительное влияние никеля и одновременно показывает отрицательное влияние хрома на пластичность¹ цементированного слоя. Авторы объясняют это тем, что хром способствует увеличению концентрации углерода в поверхностном слое и количества свободных карбидов.

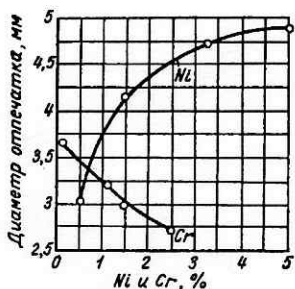


Рис. 213. Влияние содержания хрома и никеля в цементированном слое на его пластичность

Действительно, в ряде исследований показано [см. 185], что при цементации сталей, легированных значительным количеством карбидообразующих элементов, создается (кроме однофазного аустенитного слоя) двухфазный аустенитно-карбидный слой (однофазный карбидный слой образуется редко, только при цементации высоколегированных сталей в очень активных карбюризаторах), причем количество карбидов в этом слое увеличивается с увеличением содержания карбидообразующих элементов и продолжительности цементации. В сталях, легированных элементами, не образующими карбидов, аустенитно-карбидного слоя не наблюдалось. В стали, легированной одновременно элементами, образующими и не образующими карбидов, возникновение аустенитно-карбидного слоя затруднено, и количество карбидов в нем меньше.

Из карбидообразующих элементов наиболее повышает содержание углерода в цементированном слое хром. Слабее хрома в этом направлении влияет молибден и еще слабее — вольфрам, причем оба эти элемента способствуют получению аномальной структуры. Марганец лишь немного повышает содержание углерода в цементированном слое против простой углеродистой стали и уменьшает склонность к образованию в нем аномальной структуры. Ванадий повышает содержание углерода в слое в меньшей степени, чем другие карбидообразующие элементы, кроме марганца.

Никель и алюминий понижают концентрацию углерода в цементированном слое слабее, чем кремний. Одновременное присутствие в стали никеля ослабляет влияние хрома на повышение содержания углерода в поверхностном слое. Было также показано [354], что хромомарганцевокремнистая сталь типа 30ХГС, несмотря на содержание в ней больше 1% Si, хорошо воспринимает цементацию как в твердом карбюризаторе, так и газовую, причем качество цементированного и переходного слоя вполне удовлетворительно и не уступает качеству слоя, получаемого на хромоникелевой стали.

Никель и алюминий понижают концентрацию углерода в цементированном слое слабее, чем кремний. Одновременное присутствие в стали никеля ослабляет влияние хрома на повышение содержания углерода в поверхностном слое. Было также показано [354], что хромомарганцевокремнистая сталь типа 30ХГС, несмотря на содержание в ней больше 1% Si, хорошо воспринимает цементацию как в твердом карбюризаторе, так и газовую, причем качество цементированного и переходного слоя вполне удовлетворительно и не уступает качеству слоя, получаемого на хромоникелевой стали.

¹ Количественной характеристикой пластичности на рис. 213 служит диаметр отпечатка, получаемого при вдавливании шарика диаметром 10 мм в пластинку толщиной 5 мм до появления радиальной трещины.

Роль избыточных карбидов в цементированном слое двойная. Положительное их влияние заключается в том, что они повышают износостойкость цементированного слоя, на которую наличие карбидов оказывает и непосредственное положительное влияние, и косвенное, способствуя, как будет сказано ниже, уменьшению в слое количества остаточного аустенита. Отрицательное же влияние карбидов сказывается в понижении прочности и пластичности слоя. При большом их количестве усиливаются и остаточные напряжения в слое [см. 334].

Однако прочность и пластичность цементированного слоя зависят в большой степени и от формы, дисперсности и расположения карбидов. Расположение в виде сетки по границам зерен значительно более резко снижает прочность слоя, чем равномерное распределение зернистых и особенно высокодисперсных карбидов в основной массе. Поэтому можно рекомендовать получать в цементированном слое умеренное количество свободных карбидов в форме мелких зерен, равномерно распределенных в основной массе.

Основная отрицательная сторона влияния большинства легирующих элементов заключается в том, что они способствуют увеличению количества остаточного аустенита в цементированном слое, которое и без того значительно из-за высокого содержания в нем углерода. Правда, остаточный аустенит играет и некоторую положительную роль, уменьшая удельный объем и деформацию цементированного слоя против того, что получается в случае чисто мартенситной структуры его. Это компенсирует также разность удельных объемов цементированного слоя (по глубине его) и сердцевины, вызванную различным объемом мартенсита в этих слоях из-за различного содержания в них углерода (подробней об этом см. [346, 642] и др.).

Однако основное влияние остаточного аустенита на цементированный слой отрицательное. Наличие его снижает не только твердость и стойкость против износа, но, по некоторым данным, и предел усталости цементированного слоя. Имеются основания полагать, что наличие остаточного аустенита способствует развитию серьезного дефекта на цементированных тяжело нагруженных шестернях, известного под названием «питтинги», или «оспины», что также объясняют усталостью поверхностных слоев. Влияние остаточного аустенита на свойства цементированного слоя определяется, по-видимому, не только его количеством, но и распределением в слое, а также строением мартенсита [723, 351].

Часто наибольшее количество остаточного аустенита получается на некотором расстоянии от поверхности, как видно из рис. 214 [723]. Это можно объяснить наличием на поверхности цементированного слоя избыточных карбидов, уменьшающих концентрацию аустенита при температуре нагрева и играющих роль зародышей при охлаждении.

Для уменьшения количества остаточного аустенита нельзя закалять изделия непосредственно после цементации, а необходима двойная

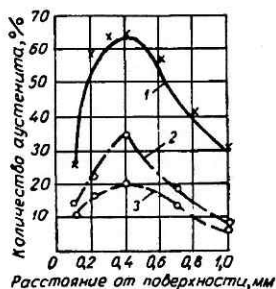


Рис. 214. Количество остаточного аустенита в цементированном слое стали 18Х2Н4В на разном расстоянии от поверхности:

1 — закалка с 800° С; 2 — закалка с 800° С с предварительным высоким отпуском; 3 — закалка с 800° С и обработка холодом при -120° С

закалка. Положительные результаты дает закалка с подстуживанием и особенно — промежуточный длительный высокий отпуск при $\sim 650^\circ$ после цементации¹, предложенный А. Н. Жиронкиным [351]. Для сталей типа 18X2H4BA или 18X2H4MA рекомендуется повторить такой отпуск дважды. При этой обработке уменьшение количества аустенита также достигается благодаря понижению его устойчивости из-за наличия в слое дисперсной карбидной фазы. Значительный эффект может быть достигнут путем подбора охлаждающих масел или масляных эмульсий для заковки цементированных изделий. Наконец, весьма значительное превращение аустенита, полученного в цементированном слое при заковке изделия, может быть достигнуто путем «обработки холодом», предложенной впервые А. П. Гуляевым для инструментальных сталей².

ТАБЛИЦА 46

ИЗМЕНЕНИЕ ТВЕРДОСТИ ЗАКАЛЕННОГО ЦЕМЕНТИРОВАННОГО СЛОЯ У СТАЛИ С 0,16 % С, 1,5% Cr и 3,5% Ni ПОСЛЕ ОТПУСКА И ОБРАБОТКИ ХОЛОДОМ

Номер образца	Обработка после цементации	Твердость HRC при нагрузке, кг	
		150	45*
1	Закалка с 800° в масле	59	45
2	То же, + отпуск 2 ч при 160°	56	45
3	То же, что 2, + охлаждение 2 ч при -80°	60,5	60
4	То же, что 1, + охлаждение 2 ч при -80°	64	62
5	То же, что 4, + отпуск 2 ч при 160°	62	63

* Пересчитанная на нагрузку 150 кг.

Данные табл. 46 [644] одновременно показывают, что о наличии остаточного аустенита в тонком наружном слое и изменении его количества после соответствующей обработки можно сравнительно просто, хотя и приближенно, судить путем сравнения твердости слоя, измеренной при большой и малой нагрузке. Выравнивание твердости при малой и большой нагрузке и наибольшее общее ее повышение достигаются после обработки холодом, следующей непосредственно после заковки. В этом сказывается явление стабилизации остаточного аустенита. Низкий отпуск после обработки холодом для уменьшения напряжений, как видно из табл. 46, практически не изменяет твердости.

Из рис. 214 видно, что после обработки холодом в цементированном слое остается меньше аустенита, чем в случае применения промежуточного отпуска при 650° . Тем не менее исследования показывают [723], что вторая обработка обеспечивает более высокие значения износостойкости, пластичности и вязкости, чем первая. Объясняется это, по-видимому, большей дисперсностью и более равномерным распределением участков остаточного аустенита, а также меньшими остаточными напряжениями в случае промежуточного высокотемпературного отпуска.

Применительно к цементуемым сталям, наружный слой которых содержит большое количество углерода и легирующих элементов и потому

¹ Найдено в работе С. Н. Красотской (Металловедение и термическая обработка металлов, № 3, 1961) увеличение количества остаточного аустенита в случае промежуточного отпуска при 650°C требует проверки.

² Подробней об «обработке холодом» см. [335, 330].

имеет низкое положение температуры начала мартенситного превращения M_n , приходится при обработке холодом считаться практически с возможностью изотермического протекания мартенситного превращения аустенита. Для практических целей оказывается достаточным охлаждение до (-70°C) — (-80°C) с выдержкой около 15 мин.

Эффективное превращение остаточного аустенита в мартенсит в цементированном слое может быть достигнуто также путем дробеструйного наклепа [645]. Использование обработки холодом или дробеструйного наклепа для уменьшения количества остаточного аустенита в цементированном слое по сравнению с двойной закалкой имеет то преимущество, что при этом изменение размеров и коробление изделия значительно меньше. Это следует учитывать особенно при обработке изделий сложной формы и ответственного назначения.

Данные о влиянии легирующих элементов на глубину (толщину) цементированного слоя при одинаковых условиях цементации противоречивы, что объясняется разной методикой оценки глубины слоя, а также тем, что карбидообразующие элементы влияют по-разному в зависимости от продолжительности цементации. Вследствие того что на глубине слоя сказываются факторы, действующие в разных направлениях, влияние элементов на эту глубину невелико. Вольфрам, ванадий, титан, никель, кобальт, кремний несколько уменьшают ее; хром, марганец, молибден практически на нее не влияют.

Из сказанного следует, что только ограниченным числом легирующих элементов в большей или меньшей степени могут быть удовлетворены важнейшие требования, предъявляемые одновременно к цементированному слою и к сердцевине. Такими элементами, вводимыми чаще всего не отдельно, а в различных комбинациях, в настоящее время являются хром, никель, марганец, титан, ванадий, вольфрам, молибден и, как будет указано ниже, бор.

В. СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ОБЛАСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ ЦЕМЕНТУЕМОЙ СТАЛИ

Едва ли необходимо доказывать, что стремление к экономии легирующих элементов в цементуемой стали имеет такое же принципиальное значение, как и для улучшаемой. Естественно также, что тенденция в области легирования цементуемых сталей в разных странах определялась и определяется прежде всего сырьевыми ресурсами данной страны. Однако независимо от экономических соображений введение большого количества легирующих элементов в цементуемые стали ограничивается и техническими соображениями. В частности, это ухудшает обрабатываемость резанием, усложняет обработку цементированного слоя, увеличивая в нем количество остаточного аустенита, в ряде случаев ухудшает шлифуемость и т. п. Поэтому применительно к цементуемым сталям стремление к низкому легированию во всех случаях, где это оказывается возможным, имеет особо важное значение.

В связи с этим целесообразно рассматривать отдельно среднепрочные и высокопрочные цементуемые стали, причем в качестве условной границы между ними примем значение предела текучести сердцевины до и выше 70 кг/мм^2 . Стали второй подгруппы мы намеренно называем не высоколегированными, а высокопрочными, так как высокая прочность у цементуемой стали в соответствии с указанными выше современными тенденциями может достигаться не только за счет легирующих

элементов, но и за счет повышения содержания углерода. Стали же первой подгруппы мы называем не низколегированными, хотя в подавляющем большинстве случаев они являются именно таковыми, так как в эту подгруппу в соответствии с принятой нами условной границей попадают и некоторые стали с пониженным содержанием углерода, но легированные сравнительно большим количеством никеля, обеспечивающим повышенную пластичность и вязкость сердцевины.

Среднепрочные цементуемые стали

Основной недостаток углеродистой стали и в случае применения ее в качестве цементуемой заключается в том, что она обладает малой прокаливаемостью. Однако здесь можно повторить то, что было сказано выше относительно улучшаемой углеродистой стали: прокаливаемость ее можно регулировать за счет разных факторов главным образом за счет содержания примесей, углерода и остаточных легирующих элементов. Выплавка стали ведется так, чтобы она была «мелкозернистой», а закалка производится в воде, причем для увеличения прокаливаемости повышается содержание примесей, в первую очередь марганца.

Марганец, а также кремний в цементуемых сталях играют положительную роль и как раскислители, уменьшая возможность образования в цементированном слое аномальной структуры. Остаточный хром несколько повышает содержание углерода в цементированном слое.

Из легированных сталей для цементуемых изделий со средней прочностью сердцевины наибольшее распространение во многих странах получили простые хромистые стали с содержанием хрома до 1%, а также стали, в которые, кроме хрома, вводятся дополнительно ванадий или молибден. Применение хромомолибденовой стали в качестве цементуемой вызывает некоторые трудности, связанные с тем, что оба элемента — и хром, и молибден — способствуют обогащению углеродом наружной поверхности цементированного слоя, а также с ее пониженной шлифуемостью и значительными колебаниями свойств сердцевины в зависимости от состава, главным образом от содержания углерода. Первый недостаток можно уменьшить за счет регулирования состава карбюризатора и соотношения количества свежей и отработанной смеси. Однако по экономическим соображениям нецелесообразно применять низколегированные цементуемые стали, содержащие молибден.

В настоящее время, насколько нам известно, хромомолибденовые стали применяются только во Франции, а простые хромистые — в СССР, Англии, ГДР и ФРГ. В США разработанные и опробованные во время войны низколегированные цементуемые стали типа NE в настоящее время изменены на стали TS: молибденовые с повышенным содержанием марганца (серия 4000); никельмолибденовые (серия 4700); хромоникельмолибденовые с низким содержанием хрома и никеля и с повышенным содержанием марганца. Кроме того, применяются три серии низколегированных сталей с добавкой бора: простая хромистая без молибдена и с повышенным содержанием марганца, а также стали с молибденом и с небольшой добавкой никеля, вводимого в основном из легированного скрапа.

В Советском Союзе наряду с давно применяющимися и стандартизированными марками хромистой, хромованадиевой и хромоникелевой стали, в состав которых внесены лишь незначительные изменения (главным образом некоторое сужение пределов содержания углерода и ни-

келя), введены и новые стали. К их числу принадлежат хромоникелевая с низким содержанием хрома 13Н2ХА, обеспечивающая при пониженной прочности более высокую пластичность и вязкость, чем сталь 12ХН2, 18ХГН и стали типа 15Х с добавкой бора (15ХР).

ТАБЛИЦА 47

СРЕДНИЕ ЗНАЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 15Х С БОРОМ И БЕЗ БОРА
(образцы диаметром 16 мм)

Марка стали	σ_b кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$ кг/мм ²	δ_5 %	ψ %	a_k кгм/см ²	Образец
15ХР	83,4	—	24,4	59,0	15,7	I
	84,6	75,1	19,7	58,8	13,7	II
	77,2	68,7	24,1	64,0	15,8	III
15Х	80,0	—	22,7	52,0	11,3	I
	82,0	74,9	17,3	55,5	9,7	II
	78,1	70,6	19,8	55,8	11,1	III

Примечания: 1. Термическая обработка во всех случаях по режиму: закалка с 860° С в масле + закалка с 780° С в масле + отпуск при 170° С в течение 3 ч.
2. I, II, III — образцы, взятые от разных частей слитка.

Состав и свойства отечественных среднепрочных цементуемых сталей см. [ГОСТ 4543—61, 912, 611, 970]. Как видно из табл. 47 [724], сталь 15ХР после двойной закалки на образцах диаметром 16 мм при практически одинаковой прочности имеет более высокие характеристики пластичности и особенно ударной вязкости, что авторы объясняют в основном измельчением структуры в результате раскисления алюминием, титаном и цирконием из феррсплава.

Высокопрочные цементуемые стали

Для тяжело нагруженных цементуемых изделий, от которых требуется очень высокая прочность цементированного слоя и сочетание высоких значений характеристик прочности, пластичности и вязкости сердцевины, до войны наибольшее распространение имели хромоникелевые, хромоникельмолибденовые или хромоникельвольфрамовые, а также никелевые и никельмолибденовые стали.

Хромоникелевые стали обладают наилучшим сочетанием разнообразных свойств, требуемых от сердцевины и цементированного слоя. Никель, как указывалось выше, ослабляет вредное влияние хрома и молибдена на повышение содержания углерода в цементированном слое. Наличие же в последнем избыточных карбидов хрома сообщает ему высокую стойкость против износа. Никель повышает также прочность и пластичность цементированного слоя и уменьшает его чувствительность к надрезу. До значений предела прочности сердцевины 100 кг/мм² применяются обычно среднелегированные хромоникелевые и хромоникельмолибденовые стали. Более высокие значения предела прочности (около 115 кг/мм²) при ударной вязкости около 10 кгм/см² имеют высоколегированные стали типа хромоникельвольфрамовой 18Х2Н4ВА или почти равноценной ей хромоникельмолибденовой стали 18Х2Н4МА, в которой вместо 0,8—1,2% W содержится 0,20—0,30% Мо. Эти стали применялись во всех странах и частично еще применяются для наиболее ответственных изделий, таких, как коленчатые валы мощных авиационных моторов и др.

Следует, однако, иметь в виду, что сталям этого типа присущи и серьезные недостатки. В изготовленных из них изделиях всегда содержится большое количество остаточного аустенита, и по этой причине они мало пригодны, например, для тяжело нагруженных цементуемых шестерен. Специфическая форма кинетической кривой разложения переохлажденного аустенита у такой стали, характеризующаяся чрезвычайной устойчивостью аустенита в перлитной области, обуславливает трудности, связанные со смягчающим отжигом ее, с целью улучшения обрабатываемости резанием. Плохая обрабатываемость резанием является вообще одним из недостатков хромоникелевых цементуемых сталей. По-видимому, более легкое достижение пониженной твердости при отжиге и, как следствие этого, лучшая обрабатываемость являются важнейшей причиной того, что иногда применяют никелевые и частично никельмолибденовые цементуемые стали с разным содержанием никеля. Однако никелевые стали, не говоря уже о значительно меньшей прокаливаемости, не обеспечивают такой же высокой прочности сердцевины и цементированного слоя, как хромоникелевые.

Общим же и наиболее крупным недостатком тех и других является высокое содержание в них никеля, а в некоторых марках — и содержания молибдена, вследствие чего во всех странах продолжают изыскивать малоникелевые, безникелевые и безмолибденовые высокопрочные цементуемые стали. Пути таких изысканий в СССР, Германии и Японии совпали: в качестве основных легирующих элементов в цементуемых сталях в этих странах исследовались хром и марганец.

В ГДР и ФРГ широко применяются хромомарганцевомолибденовые стали, которые по механическим свойствам, в том числе по усталостной прочности сердцевины, могут конкурировать с хромоникелевыми и частично с хромоникельмолибденовыми сталями.

Так, например, сталь, содержащая 0,17—0,23% С, до 0,35% Si, 1,3—1,5% Mn, 1,7—2,0% Cr и 0,15—0,25% Mo, в заготовках диаметром 100 мм при ударной вязкости 8 кгм/см² имеет предел прочности до 150 кг/мм², что иногда является даже недостатком, ухудшая обрабатываемость сердцевины после цементации, особенно у тонких деталей. Для наиболее же нагруженных деталей вместо стали типа 18X2H4BA там была разработана близкая к ней по свойствам сталь 2/2, содержащая в среднем 0,18% С, 2% Cr, 2% Ni и 0,2% Mo.

Представляет интерес применяемый в ФРГ метод изыскания новых цементуемых сталей и их текущего контроля, в котором используется своеобразный способ определения прокаливаемости цементуемой стали. По этому способу¹ пластины толщиной 5, 10 и 30 мм нагревают до предписанной для стали температуры² и закаливают в воде или в масле. На закаленных пластинках в определенных местах измеряется твердость, по значению которой вычисляется величина предела прочности. Затем строится для каждой толщины частотная кривая, т. е. по оси абсцисс откладываются вычисленные значения предела прочности, а по оси ординат — частота (частость) в процентах. На таких графиках, приведенных в качестве примера для четырех немецких сталей на рис. 215 [653], заштрихованная площадь указывает пределы требований

¹ Подробности способа см. в Stahl — Eisen — Prüfblatt, 1660-50.

² Позднее [см. 653] было предложено повысить температуру закалки пластин, а именно: для хромистой стали с 780—790 до 900—910°С, а для хромомарганцевых с 820—830 до 860—870°С, а также вместо пластины толщиной 60 мм ввести пластину толщиной 5 мм, как более распространенную и важную.

стандарта для данной стали и толщины пластины и, следовательно, степень соответствия этим требованиям. На образцах, на которых после их изготовления надрез был замазан смесью шамот-асбест, закаленных по условиям описанного способа, была исследована [653] зависимость между твердостью и ударной вязкостью. При этом оказалось, что с уменьшением толщины закаливаемых образцов и, следовательно, с повышением твердости ударная вязкость или остается постоянной, или даже повышается.

На основании результатов длительного использования этого способа и многочисленных непосредственных испытаний в ФРГ в послевоенное время были стандартизованы применяющиеся там в настоящее время

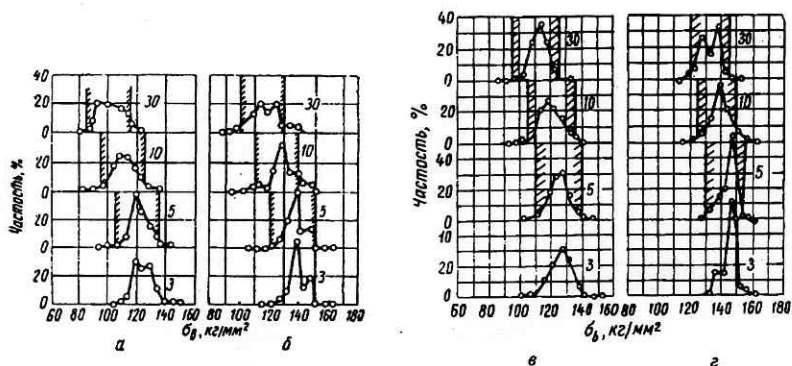


Рис. 215. Частотные кривые значений предела прочности (подсчитанного по значению твердости Бринеля, исходя из коэффициента 0,35) для пластин разной толщины из цементуемых сталей. Пластины закалены с 860—870° С:

Цифрами на кривых указана толщина пластины в мм:

	Обозначение стали	Число испытаний	Химический состав, %				
			C	Si	Mn	Cr	Ni
а	16MnCr5	200	0,14—0,19	0,15—0,35	1,00—1,30	0,80—1,10	—
б	20MnCr5	80	0,17—0,22	0,15—0,35	1,10—1,40	1,00—1,30	—
в	15CrNi6	100	0,12—0,17	0,15—0,35	0,40—0,60	1,40—1,70	1,40—1,70
г	18CrNi8	100	0,15—0,20	0,15—0,35	0,40—0,60	1,80—2,10	1,80—2,10

мя высокопрочные цементуемые стали [см. 142, 481, 653, 970, 1006].

Основная тенденция заключается не только в максимальном использовании хрома и марганца, но и в полном исключении молибдена из состава цементуемой стали. Это естественно, так как основное влияние молибдена в конструкционной стали — уменьшение отпускной хрупкости — в цементуемых сталях, подвергающихся низкому отпуску, не используется. Хромомарганцевые безмолибденовые стали по сравнению с такими же сталями, легированными молибденом, которым они на деталях средних сечений практически не уступают по свойствам прочности, пластичности и вязкости, обладают даже известными преимуществами, к которым можно отнести их лучшую обрабатываемость резанием и шлифуемость.

Однако проведенные недавно исследования [404] выявили новую роль молибдена в цементуемой стали. В этих исследованиях было по-

казано, что важнейшим критерием при выборе цементуемой стали является прокаливаемость цементированного слоя (см. стр. 337), которая у сталей, легированных разными элементами, может сильно различаться и при одинаковой прокаливаемости сердцевины. Молибден оказался единственным (из исследованных) легирующим элементом, обеспечивающим высокую прокаливаемость цементированного слоя при разном содержании в нем углерода. С учетом прокаливаемости и других свойств сердцевины были предложены и хорошо себя зарекомендовали в автотракторной промышленности ФРГ сталь с 0,2% С, 0,7% Мп, 0,4% Сг и 0,45% Мо (20МоСг4) и ее варианты: с 0,25% С (25МоСг4) и с 0,4% Сг, 1,5% Ni и 0,45% Мо (20NiМоСг6). Сообщается, что эти стали по ударной вязкости и усталостной прочности сердцевины также превосходят хромоникелевые и хромомарганцовистые; кроме того, они лучше обрабатываются резанием, и изделия из них можно с успехом закалять с цементационного нагрева.

В США, Англии и Франции после войны в качестве высокопрочных цементуемых сталей снова начали применять никелевые, хромоникелевые и хромоникельмолибденовые стали. Так, в США применяются никелевые стали, содержащие 3,5 и 5% Ni, а также хромоникелевые с 1,5% Сг и 3,5% Ni, частично с 0,1% Мо. В Англии применяются стали, содержащие до 1% Сг, до 5% Ni и 0,25% Мо. В Англии применяется также и сталь 2/2, т. е. с 2% Сг, 2% Ni и 0,2% Мо. Во Франции в качестве наиболее высокопрочной применяется сталь, содержащая 0,9% Сг, 3% Ni и до 0,3% Мо. В Италии автомобильная фирма Фиат применяет [см. 1006] для средних шестерен сталь с 0,18% С, 1% Сг, 1% Мп и 1% Ni, а для крупных шестерен — сталь с 0,22% С, 1% Сг, 1% Мп и 1% Ni (отечественная цементуемая сталь 25Х2ГНТА обладает еще более высокой прочностью).

В Советском Союзе во время войны наряду с хромомарганцевой и хромомарганцевомолибденовой была разработана хромомарганцевотитановая цементуемая сталь, позднее стандартизованная как марка 18ХГТ. Исследования показали, что при одной и той же твердости хромомарганцевотитановая сталь обладает более высокой ударной вязкостью, чем такая же сталь без титана. Присадка титана уменьшает чувствительность стали к перегреву. Более высокое содержание хрома и марганца в хромомарганцевотитановой стали при низком содержании в ней углерода требовало бы применения почти безуглеродистых ферросплавов, а также ухудшало бы обрабатываемость, в то время как на свойствах стали это отразилось бы в небольшой степени, тем более что эта сталь не предназначена для замены наиболее высокопрочной стали типа 18Х2Н4ВА.

Для последней цели во время войны была разработана сталь, содержащая около 2% Сг, около 2% Ni, 1,1—1,4% Мп, 0,06—0,12% Ti и по механическим свойствам практически равноценная стали 18Х2Н4ВА. От аналогичной немецкой стали 2/2 она отличается, следовательно, тем, что содержит дополнительно марганец и титан.

В настоящее время применяются по техническим условиям [см. 634] из сталей такого типа: 18ХГСН2ВМ (ДИ-2), содержащая 0,14—0,21% С, 0,35—0,65% Si, 0,65—0,95% Мп, 1,1—1,6% Cr, 1,8—2,4% Ni, 0,5—0,8% W, 0,2—0,3% Мо, до 0,06% V, 18ХГСН2М (ДИ-4), легированная только молибденом (и до 0,06% V) при 1,4—2,0% Ni; 14ХГСН2 (ЭП176. ДИ-3) без вольфрама и молибдена с более низкой прочностью.

Исследования и производственный опыт послевоенного времени поз-

волили разработать ряд оригинальных марок высокопрочной цементуемой стали, не имеющих в стандартах других промышленных стран [см. ГОСТ 4543—61, 912, 611, 970]. Основная тенденция состоит в исключении молибдена; еще более широком использовании хрома, марганца и титана; повышении прочности цементуемой стали за счет более высокого содержания в ней углерода и в использовании добавки бора.

Как уже было отмечено выше, тенденция к повышению прочности и закаливанию сердцевины за счет повышения содержания углерода в стали оправдывается для многих областей применения даже в том случае, если это ведет к понижению пластичности и ударной вязкости. Эта проблема особенно актуальна в связи с тем, что повышение содержания углерода в цементуемой стали до количества его, характерного

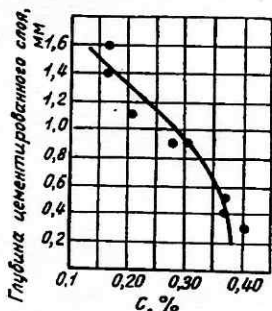


Рис. 216. Зависимость необходимой глубины цементированного слоя от содержания углерода в сердцевине (в стали)

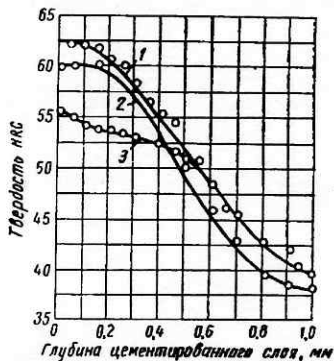


Рис. 217. Распределение твердости по цементированному слою стали 30ХГС при разной продолжительности выдержки в закалочной ванне. Температура ванны 280°C :

1 — выдержка 15 мин; 2 — то же, 30 мин; 3 — то же, 45 мин

для улучшаемых сталей, не изменяя прочности цементированного слоя, облегчает замену цементуемых сталей, легированных дорогими или дефицитными элементами, и в то же время упрощает изготовление стали для таких целей, в частности выплавку ее в мартеновских печах. Кроме того, повышение содержания углерода в сердцевине позволяет уменьшать глубину цементации со всеми вытекающими отсюда выводами в экономическом и техническом отношении. Это иллюстрируется кривой рис. 216 [408], построенной по практическим данным.

Высокопрочные цементуемые стали с повышенным содержанием углерода в новом стандарте представлены сталями 30ХГТ и 25Х2ГН2ТА, которые можно применять и в качестве улучшаемых (вторая — с изотермической закалкой). Возможны, однако, и другие пути реализации этой тенденции. Так, например, для деталей диаметром или толщиной 30—35 мм оказалось возможным [354] получить в сердцевине сочетание высоких характеристик прочности, пластичности и вязкости при достаточно высокой твердости цементированного слоя путем изотермической закалки изделий из улучшаемой стали хромансил 30ХГС. Следует, однако, заметить, что для сохранения в цементированном слое твердости не ниже 60 HRC на наружной поверхности продолжительность выдержки

ки в закалочной ванне должна быть не слишком велика (рис. 217). Влияние размера заготовки на значения механических свойств, достигаемые после изотермической закалки с 875° в ванне с температурой 300° , можно видеть из приведенной выше табл. 34.

Высокие свойства сердцевины и цементованного слоя после цементации и обычной термической обработки были получены также на ряде других сталей с повышенным содержанием углерода, например у хромомарганцевомолибденовой, хромокремнемарганцевомолибденовой, хромокремнемарганцевомедистой [361]. Естественно, однако, что в цементуемую сталь, упрочняемую за счет углерода, во всяком случае целесообразно вводить молибден.

Применение среднеуглеродистой стали типа улучшаемой позволяет в ряде случаев принципиально иными путями разрешить проблему создания износоустойчивых деталей с высокой прочностью сердцевины. Так, например, уже давно применяли для определенных шестерен сталь с 0,3—0,35% С, 4,5% Ni и 1,5% Cr, закаливаемую на воздухе, или сталь с 0,3% С, 3% Ni и 1,3% Cr, закаливаемую в масле [41], причем в обоих случаях после низкого отпуска получается предел прочности до 180 кг/мм^2 .

2. АЗОТИРУЕМАЯ СТАЛЬ

Специфика легирования азотируемой стали связана с влиянием легирующих элементов на структуру и свойства азотированного слоя, так как сердцевина изделия представляет собой конструкционную сталь, которую в зависимости от требуемых механических свойств можно применять либо после закалки и высокого отпуска, либо в отожженном или нормализованном состоянии.

Уже в начале развития азотирования как упрочняющей химико-термической обработки было обнаружено, что для получения прочно сцепляющегося с основой азотированного слоя, обладающего очень высокой твердостью, сталь должна быть легирована нитридообразующими элементами: алюминием, хромом, молибденом, ванадием, титаном и др. В настоящее время можно считать установленным [см. 185, 333 и др.], что при азотировании железа образуются только однофазные слои, из которых самый наружный, состоящий обычно из ϵ -фазы (Fe_2N), обладает невысокой твердостью ($\sim 300 \text{ кг/мм}^2$). При азотировании же легированного феррита образуется двухфазный слой, состоящий из смеси α -раствора и стойких нитридов соответствующих легирующих элементов. Нитриды обычно не видны под микроскопом и их присутствие сказывается только в усиленной травимости зерен твердого раствора. При азотировании легированной стали в слое образуются и карбонитридные фазы. Нитриды (игольчатой формы) могут выделяться и из твердого раствора при медленном охлаждении азотированных изделий, но с увеличением содержания легирующих элементов увеличивается устойчивость твердого раствора, так что нитриды из него не выделяют-ся и при медленном охлаждении.

Система, состоящая из твердого раствора и высокодисперсных нитридов, обуславливает очень высокую твердость азотированного слоя. Поэтому твердость слоя должна увеличиваться с увеличением количества и степени дисперсности нитридной фазы, а следовательно, и с уве-

личением содержания легирующих элементов. Из рис. 218 [421], относящегося к легированному ферриту, видно, что для нитридообразующих элементов такая зависимость и наблюдается. Никель и кобальт, не образующие нитридов, практически не влияют и на твердость слоя. Наиболее сильно твердость слоя повышают уже при содержании в количестве 2%: алюминий, хром, ванадий, титан. Из них алюминий и хром (до ~1,2% Al и до ~1,8% Cr) являются основными легирующими элементами наиболее распространенных сталей, предназначенных специально для азотирования (нитраллов).

Однако азотированию можно подвергать и стали, не содержащие алюминия, и вообще многие легированные конструкционные стали, инструментальные (например, сталь ХВГ для плунжерной пары топлив-

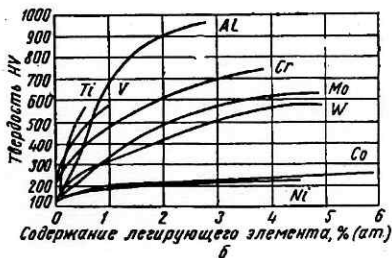
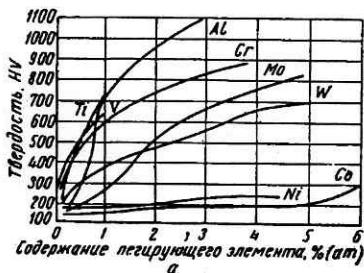


Рис. 218. Влияние легирующих элементов на твердость азотированного слоя: а — после азотирования 50 ч при 520° С; б — после повторного нагрева при 600° С

ных насосов, штамповые стали Х12Ф, 3Х2В8 и др.), нержавеющей, жаропрочные и др., так как эти стали содержат хром, а некоторые из них также молибден, вольфрам, ванадий. Правда, твердость азотированного слоя у безалюминиевых сталей ниже, как видно из примеров на рис. 219*. Однако, кроме твердости, необходимо считаться с влиянием, оказываемым легирующими элементами на другие свойства азотированного слоя.

Глубину всего азотированного слоя и толщину зоны его, состоящей из смеси твердого раствора и дисперсных нитридов, легирующие элементы уменьшают. Распределение твердости по сечению они соответственно ухудшают (см. рис. 219). То же наблюдается с увеличением количества введенных элементов. Углерод понижает скорость диффузии азота в стали и поэтому также способствует уменьшению глубины слоя. В связи с тем, что многие азотированные детали работают при повышенных температурах, важное значение имеет влияние элементов на понижение твердости слоя при повторном нагреве. Из рис. 218, б видно, что после нагрева при 600° С твердость слоя в наименьшей степени понижается у феррита, легированного алюминием, ванадием, титаном, образующими наиболее стойкие нитриды. До температуры около 600° С твердость слоя устойчива и у сталей, легированных этими элементами. У сталей, легированных хромом, вольфрамом, молибденом, образующими менее стойкие нитриды, высокая твердость слоя сохраняется только при нагреве до 500—550° С, а не образующие нитридов

* По данным Е. Г. Перельмана.

никель и кобальт на температуру разупрочнения слоя при нагреве не влияют [см. 421]. Понижение твердости азотированного слоя при нагреве может быть результатом коагуляции или окисления нитридов (или того и другого).

Некоторые элементы усиливают хрупкость азотированного слоя. Так влияет, например, титан, особенно при повышенном содержании его в стали. Значительная хрупкость азотированного слоя наблюдается у одного из наиболее распространенных нитраллоев — стали 38ХМЮА. Меньшая хрупкость слоя является достоинством многих безалюминиевых конструкционных сталей (например, сталей, приведенных на рис. 219, сталей 18Х2Н4ВА, 30Х2НВФА, 30ХНМФ, 30Х3ВА, 30Х3МФ

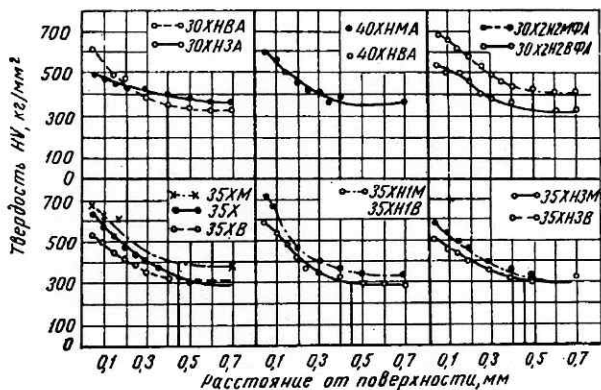


Рис. 219. Влияние легирующих элементов на твердость азотированного слоя. Азотирование 24 ч при 510° С

и др.), вследствие чего целесообразно подвергать их азотированию, несмотря на более низкую твердость азотированного слоя. Собственно говоря, при легировании таких сталей учитываются только требования, предъявляемые к сердцевине, а азотирование изготовленных из них изделий часто имеет целью не столько (или не только) повышение износостойкости, сколько увеличение усталостной прочности и коррозионной стойкости (у нержавеющей сталей азотирование ухудшает коррозионную стойкость, см. стр. 604), уменьшение чувствительности к надрезу, а по сравнению с цементацией — более высокую температуру разупрочнения слоя, меньшее коробление, опасность получения трещин, изменения размеров. Из сталей, легирование которых определяется только свойствами сердцевины, особенно хорошо воспринимают азотирование стали, содержащие >2,5—3% Сг, например водородоустойчивые (см. стр. 564), нержавеющие и др.

Но и при легировании нитраллоев необходимо учитывать также свойства сердцевины и влияние, которое может оказать на эти свойства азотирование (процесс или слой). О легировании, учитывающем свойства сердцевины и ее прокаливаемость, можно повторить все то, что было сказано выше о легировании улучшаемой стали. Влияние азотирования сказывается в понижении характеристик прочности и ударной вязкости. Как видно из примеров, приведенных в табл. 48 (по данным Е. Г. Перельмана), снижение прочности (и твердости) сопровождается

ТАБЛИЦА 48

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕКОТОРЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЛОЖНОГО АЗОТИРОВАНИЯ ПРИ 510° С 24 ч И ПОСЛЕ АЗОТИРОВАНИЯ (ЧЕТЫРЕХСТОРОННЕГО) ПО ТОМУ ЖЕ РЕЖИМУ

Сталь	σ_s кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	δ %	ψ %	HRC	a_k , кг/см ² , при	
						+20° С	-40° С
<i>Обработка: 850° С, м., отпуск 550° С, 2 ч. — ложное азотирование — азотирование</i>							
30ХНЗА	83	90	20	66	27	15,2	13,7
	68	80	24	70	21	14,8	—
	—	—	—	—	—	9,9	3,4
30ХНВА	95	100	16	66	29	15,8	15,6
	73	83	22	69	21	14,6	—
	—	—	—	—	—	9,5	9,4
30ХН2МФА . . .	116	120	14	56	37	8,5	7,5
	92	97	17	63	30	8,2	6,5
	—	—	—	—	—	4,3	2,1
40ХНВА	106	113	16	55	34	8,9	8,2
	83	93	20	62	28	8,2	7,8
	—	—	—	—	—	5,3	4,8
40ХНМА	103	112	15	53	35	8,6	7,0
	82	95	20	61	27	8,4	6,8
	—	—	—	—	—	5,7	2,5
<i>Обработка: 940° С, м., отпуск 600° С, 2 ч. — ложное азотирование — азотирование</i>							
35ХЮА	—	—	—	—	—	5,0	2,9
	—	—	—	—	—	3,3	0,93
	—	—	—	—	—	0,9	0,23
35ХВЮА	—	—	—	—	—	8,5	5,6
	—	—	—	—	—	6,7	2,5
	—	—	—	—	—	4,1	0,84
38ХМЮА	—	—	—	—	—	11,6	6,6
	—	—	—	—	—	10,5	3,0
	—	—	—	—	—	6,3	1,9

увеличением пластичности. Падение ударной вязкости обусловлено по крайней мере двумя факторами: развитием отпускной хрупкости, так как азотирование происходит в течение длительного времени в опасном интервале температур (зоне хрупкости), и наличием хрупкого поверхностного слоя. Второй фактор сказывается в том (табл. 48), что после азотирования ударная вязкость падает значительно сильнее, чем после обработки по режиму ложного азотирования. Таким образом, молибден и вольфрам здесь играют роль не только нитридообразующих элементов, но и элементов, ослабляющих отпускную хрупкость.

Падение ударной вязкости, обусловленное обратимой отпускной хрупкостью, может быть предотвращено за счет применения низкотем-

пературного процесса азотирования с катализаторами [355]. Хрупкость получаемого при этом азотированного слоя также меньше.

На углеродистой стали наблюдалось [350] сильное падение ударной вязкости в процессе азотирования, вызванное увеличением содержания азота во внутренних слоях за счет ускоренной диффузии его по границам зерен. Это наблюдалось в том случае, когда сталь до азотирования не подвергалась улучшению. При азотировании после улучшения на сорбит ударная вязкость не понижалась.

Из табл. 48 видно, что ударная вязкость сердцевины, получаемая после азотирования, тем выше, чем больше ее исходное значение. При высокой ударной вязкости сердцевины получается также более благоприятный переходный слой и уменьшается опасность отслаивания азотированного слоя. Поэтому предварительную (до азотирования) термическую обработку желательно выбирать такую, при которой обеспечивается по возможности высокая ударная вязкость. В частности, это относится к температуре отпуска. Хотя было показано (С. Ф. Юрьев), что твердость и глубина азотированного слоя с повышением температуры отпуска несколько уменьшаются, но с увеличением твердости сердцевины увеличивается хрупкость слоя (Н. А. Фертик).

Для повышения ударной вязкости сердцевины рекомендуется также изделия сравнительно простой конфигурации закаливать в воде, тем более что при этом и хрупкость азотированного слоя меньше.

Применяя дисперсионно твердеющие стали, у которых температура упрочняющего отпуска приблизительно совпадает с температурой азотирования, можно не только избежать понижения прочности при азотировании, но и получить высокопрочную сердцевину. Примером может служить применяемая в США сталь с 0,20—0,27% С, 1,0—1,3% Cr, 3,2—3,8% Ni, 0,2—0,3% Mo и 0,85—1,20% Al (нитраллой N), которая после дисперсионного твердения при азотировании имеет $\sigma_s = 126 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_b = 133 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 15\%$. Недавно там же была предложена [654] аналогичная сталь, но содержащая 0,2—0,25% С, 0,5% Cr, 5% Ni, 2% Al, 0,25% Mo и 0,13% V. В этой, как и в предыдущей стали, эффект дисперсионного твердения достигается за счет промежуточной фазы NiAl. Ее механические свойства после обработки по разным режимам приведены выше, в табл. 41, так как она рекомендуется и в качестве высокопрочной конструкционной. Из данных таблицы видно, что после обработки А сталь по прочности превосходит и нитраллой N. Температура ее упрочняющего отпуска (520°С) совпадает с температурой азотирования по разным режимам. Твердость азотированного слоя по шкале 15N составляет 93.

Состав и свойства отечественных и зарубежных азотируемых сталей можно найти в справочной литературе [ГОСТ 4543—61, 912, 481, 142 и др.].

3. СТАЛЬ ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ

Поверхностному упрочнению закалкой (главным образом при нагреве токами высокой частоты) принципиально можно подвергать любую сталь, содержащую достаточное количество углерода для получения требуемой поверхностной твердости (см. рис. 93). Легирование такой стали определяется размерами сечения сердцевины и требуемыми свойствами, т. е. принципами легирования стали конструкционного или другого назначения.

С точки зрения свойств закаливаемого (обычно тонкого) поверхностного слоя легирование, по крайней мере значительное, является излишним. Такая обработка может быть одним из способов экономии легирующих элементов. Поэтому для подвергаемых поверхностной закалке (вместо цементации или цианирования) изделий сравнительно небольших размеров, например шестерен, чаще всего применяют углеродистые стали с 0,4—0,7% С или хромистые типа 40Х, к которым обычно не предъявляли никаких специальных требований, за исключением того, что они должны обладать малой склонностью к укрупнению зерна.

Однако в последнее время работы К. З. Шепеляковского и др. [см. 655], результаты которых широко проверены в производственных условиях, показали, что поверхностно закаливаемые изделия следует изготавливать из стали с определенными свойствами, связанными со спецификой их применения. В основном это должны быть стали двух типов: 1) общего назначения с малой склонностью к закалочным трещинам и 2) пониженной прокаливаемости.

Требование малой склонности к закалочным трещинам у стали первого типа обусловлено необходимостью охлаждать изделия водяным душем с большой скоростью, тем более что при закалке т. в. ч. трещины образуются легче, чем при обычной закалке. Прокаливаемость у такой стали может быть обычная для углеродистой стали с 0,4—0,7% С, чтобы обеспечивать закалку на глубину до 4—5 мм. Применение стали второго типа с пониженной прокаливаемостью позволяет получать на изделиях с тонким сечением, шестернях со средним модулем и др. закаленный на мартенсит слой малой толщины при почти сквозном («глубинном») нагреве, осуществляемом при помощи стандартного генератора сравнительно небольшой мощности. Такая обработка может быть включена в поточную или автоматическую линию. В результате расширяются возможности замены легированной цементуемой стали и экономии легирующих элементов, в том числе никеля.

Малая чувствительность стали к закалочным трещинам достигается, как известно (см. стр. 333), главным образом тем, что при температуре нагрева сталь имеет мелкое зерно аустенита. В работе [655] для этого рекомендуется, кроме введения алюминия, понизить содержание марганца в стали до 0,2—0,3%, ввести в нее 0,1—0,15% Ti и отказаться при выплавке от раскисления кремнием, а раскислять только углеродом и алюминием, что в соответствии с данными [231, 697] также уменьшает склонность к закалочным трещинам.

Сталь для поверхностной закалки второго типа обычно содержит 0,5—0,75% С (содержание углерода может быть и несколько иным). Пониженная прокаливаемость у этой стали достигается уменьшением до возможных пределов содержания примесей (марганца, кремния и др.) и остаточных легирующих элементов (хрома, никеля и др.) и введением малых добавок алюминия, титана, ниобия, ванадия и т. п. Второе имеет целью сообщение стали малой склонности к росту зерна при нагреве и получении стойких фаз, играющих роль зародышевых центров разложения аустенита при охлаждении. Способ выплавки, при котором кремний (и марганец) не применяется как раскислитель [231], также способствует понижению прокаливаемости.

Содержание марганца в стали пониженной прокаливаемости должно быть во всяком случае меньше 0,2%. По-видимому, при выплавке в мартеновских печах оно может составлять в среднем около 0,15%.

так как сталь содержит больше серы, которая связывая марганец, ослабляет его влияние на прокаливаемость (см. стр. 176). В электро-стали, содержащей меньше серы, желательно иметь $<0,1\%$ Мп. При-садка $\sim 0,2\%$ Ti дополнительно понижает прокаливаемость (введение для этой цели ниобия, ванадия, циркония менее экономично) в том случае, если алюминия вводится около $0,04\%$. При введении около $0,08\%$ Al добавка титана уже не понижает прокаливаемости [655], од-нако $0,1-0,15\%$ Ti вводится в сталь и в этом случае для устранения краснотемкости при пластическом деформировании вследствие низкого содержания марганца (см. стр. 92).

Из рис. 220 [655] видно, что низкая прокаливаемость сталей второго типа сохраняется только до некоторой температуры нагрева, связан-ной, по-видимому, с растворением стойких фаз и началом укрупнения зерна. Чем выше эта температура, тем, очевидно, удобнее для поверх-ностной закалки данная сталь, так как допустимый интервал темпера-тур нагрева для закалки шире. Прокаливаемость сталей второго типа (способ ее определения см. на стр. 170) разной выплавки и с разным содержанием углерода, но при приблизительно одинаковой ве-личине зерна показана в табл. 49 [655].

Прочность при изгибе, устало-стная и контактная прочность у по-верхностно закаленных деталей из сталей пониженной прокаливаемости практически такие же, как у оди-наковых деталей из легированных цементуемых сталей, в том числе хро-моникелевых, а по ударной вязкости при одинаковой поверхностной твердости они заметно превосходят цементуемые хромоникелевые.

ТАБЛИЦА 49

ГЛУБИНА ЗАКАЛЕННОГО СЛОЯ (ДО 45 HRC) У ОБРАЗЦА ДИАМЕТРОМ 12,5 мм ПОСЛЕ СКВОЗНОГО ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА ДЛЯ РАЗНЫХ СТАЛЕЙ ПОНИЖЕННОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Способ выплавки	C %	Величина зерна, баллы	Твердость, HRC		Температура ис-чезновения фер-рита t_1 , °C	Температура на-чала увеличения прокаливаемости t_2 , °C	Глубина слоя, мм. при закалке с температуры	
			поверхно-сти	сердцеви-ны			t_1	t_2
Электросталь . . .	0,52	7	66	33	795	900	2,7	3,2
	0,57	8	63,5	35,5	785	920	2,7	3,5
	0,75	8	66	40	790	820	3,6	4,5
Мартеновская . .	0,54	8	66	32	800	1000	1,9	1,9
	0,65	6—7	65	35	795	940	2,4	3,2

Глубина закаленного слоя (HRC > 45), мм

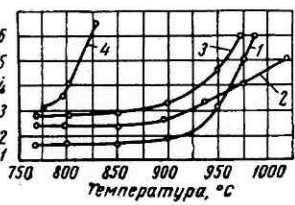


Рис. 220. Зависимость прокаливаемости сталей второго типа от температуры нагрева под закалку:
1 — дуговая плавка с 0,52% С и 0,02% Мп;
2 — мартеновская плавка с 0,65% С и 0,15% Мп; 3 — дуговая плавка с 0,52% С и 0,08% Мп; 4 — дуговая плавка с 0,75% С и 0,08% Мп

ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

К этой группе мы относим стали, которые по своему применению являются конструкционными, но легирование и обработка которых определяется не только механическими свойствами, но и некоторыми специальными условиями работы изготавливаемых из них изделий. Таковы, например, стали и сплавы для пружин, износостойкие стали и сплавы.

1. ПРУЖИННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

От пружинной стали требуется высокий предел упругой деформации, характеризуемый обычно пределом текучести ($\sigma_{0,01}$ или $\sigma_{0,2}$, иногда $\sigma_{0,002}$), при удовлетворительной пластичности; высокая усталостная и часто вибрационная прочность; релаксационная стойкость; высокий модуль упругости. Кроме того, в зависимости от условий работы пружинная сталь должна обладать теплоустойчивостью (жаропрочностью), коррозионной стойкостью, малым температурным коэффициентом модуля упругости, немагнитностью, электропроводностью. Эти свойства могут требоваться порознь или одновременно. Важную роль играют также некоторые технологические свойства. Пружинная сталь должна, например, быть мало чувствительна к перегреву и к обезуглероживанию. Обезуглероживание особенно опасно, так как понижает не только прочность поверхностного слоя, но и усталостную прочность пружины.

Углеродистые стали применяют в основном для пружин (часовых, патефонных, рессор и др.), навиваемых из холоднокатаной ленты и холоднотянутой проволоки и затем подвергаемых закалке и отпуску. Обычно для этой цели применяют выплавляемые в мартеновских печах качественные стали. Механические свойства регулируются содержанием углерода, которое может колебаться от 0,5 до 1,15%, и частично условиями отпуска после закалки.

Легирование пружинной стали с обычными свойствами имеет главной целью повышение прокаливаемости. Попутно, однако, легирующие элементы влияют — прямо или косвенно — на другие свойства стали, причем это влияние может быть и положительным, и отрицательным. К элементам, наиболее часто вводимым в пружинно-рессорную сталь,

относятся кремний, марганец, хром, ванадий — порознь или в разных сочетаниях. В последнее время показана целесообразность дополнительного легирования такой стали бором и титаном в малых количествах, а также молибденом или вольфрамом.

Кремний, не образующий в стали карбидов, кроме прокаливаемости, повышает ее предел текучести и устойчивость мартенсита против отпуска и образует фазы, вытягивающиеся в направлении деформирования. Это вызывает анизотропность свойств (см. стр. 282), которая в обычной конструкционной стали становится недостатком, а в пружинно-рессорной стали — достоинством, так как при этом увеличивается ударная вязкость в направлении деформирования. Кремний смещает также минимум релаксации в сторону более высоких температур отпуска и повышает сопротивление стали релаксации [см. 372]. В то же время кремний влияет и отрицательно, способствуя обезуглероживанию стали и графитизации (получению черного излома).

Марганец, повышающий прокаливаемость сильнее кремния, также способствует возникновению анизотропности (см. стр. 281). Он особенно желателен в стали, из которой изготавливаются пружины или рессоры значительной толщины. В отличие от кремния марганец не способствует обезуглероживанию и графитизации, но увеличивает чувствительность стали к укрупнению зерна. Легируя сталь марганцем и кремнием одновременно, можно использовать положительное влияние обоих элементов и в то же время ослабить отрицательное влияние кремния.

Хром используется как легирующий элемент в пружинной стали и самостоятельно, например, в количестве $\sim 1\%$ при $\sim 0,5\%$ С. Его основная роль, как и других карбидообразующих элементов, заключается в повышении релаксационной стойкости пружин. Однако чаще всего хром вводится в сочетании с другими элементами, главным образом с кремнием, марганцем, ванадием. В сочетании с кремнием (1—1,5%) хром заметно повышает устойчивость стали против отпуска, особенно при содержании его 2,5—3,0%, и уменьшает или даже устраняет опасность графитизации (получения черного излома) при отжиге. Широкое применение имеет хромомарганцовистая сталь типа 55ХГ, в которой при повышенной прокаливаемости сохраняется индивидуальное положительное влияние марганца. Благоприятно сочетание хрома с ванадием, который также повышает устойчивость против отпуска. Практически применяется в качестве пружинной сталь 50ХФ. Очень хорошо зарекомендовала себя для манометрических пружин сталь с 0,18% С, 6% Сг, 0,35% Мо, 0,15% V, обычно не относящаяся к группе пружинных и применяемая для других целей.

Однако для многих применений в современной технике и кремне-марганцовистые, и хромомарганцовистые стали по упругости, релаксационной стойкости, а также по прокаливаемости, склонности к укрупнению зерна и др. уже недостаточно подходят. Поэтому в последнее время изучалась возможность использования присадок бора и титана для улучшения свойств пружинных сталей подобного типа, в частности 55ХГ и 55СГ2. При этом было установлено [135], что бор в количестве 0,003% и в этих сталях сильно увеличивает прокаливаемость и одновременно повышает предел упругости, а добавка одновременно 0,06% Ti дополнительно повышает прокаливаемость предположительно за счет усиления эффективности бора из-за лучшего раскисления и деазотирования стали. У стали, легированной одновременно титаном и бором,

склонность к росту зерна не увеличивается и даже уменьшается и заметно повышается предел упругости.

Оптимальное содержание бора и титана зависит от основного состава стали. Так, в кремнемарганцовистой стали (55СГ2) оно составляет 0,003% В и 0,06—0,1% Ti, а в хромомарганцовистой стали (55ХГ) 0,003—0,006% В и 0,1—0,15% Ti соответственно. По сравнению с крем-

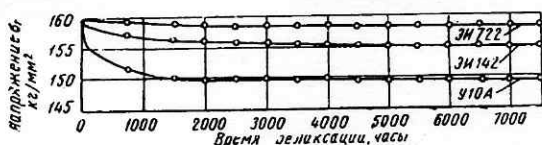


Рис. 221. Релаксация напряжений у закаленной и отпущенной ленты из разных сталей ЭИ142, (70С2ХА); ЭИ722 (0,71% С, 2,49% Si, 0,51% Mn, 0,62% Cr, 0,6% W и 0,2% Mo)

нистой пружинной сталью (60С2) стали с бором выгодно отличаются также меньшей склонностью к обезуглероживанию и более высокой релаксационной стойкостью.

Наиболее эффективно бор улучшает механические и технологические свойства стали в том случае, если одним из основных легирующих

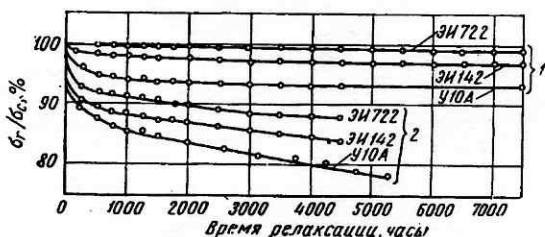


Рис. 222. Сравнительная релаксационная стойкость ленты из разных сталей после закалки и отпуска (1) и после закалки (2). Температура отпуска: 340—350° С (У10А), 370—380° С (ЭИ142), 410—420° (ЭИ722)

элементов в ней является марганец. На основании этих исследований рекомендуются для пружин и рессор ответственного назначения стали с бором и титаном 55ХГР и 55СГ2Р. Введение бора (до 0,0005%) в хромомарганцовистую пружинную сталь рекомендовано также зарубежными (японскими) исследователями.

Было показано [372], что дополнительное легирование кремнистой пружинной стали с повышенным (до 2,5%) содержанием кремния вольфрамом и молибденом повышает ее релаксационную стойкость (при комнатной температуре). Это видно из рис. 221 [372].

Большое влияние на пружинные свойства стали оказывает ее структура, а следовательно, и условия термической обработки. Так, из рис. 222 [372] видно, что у всех приведенных там сталей релаксационная стойкость (при комнатной температуре) при трооститной структуре (после закалки и среднего отпуска) значительно выше, чем при мартен-

ситной (после закалки), по-видимому, вследствие меньшей стабильности последней.

Особенно вреден в пружинной стали остаточный аустенит, понижающий и упругие свойства, и предел прочности, и релаксационную стойкость, и другие свойства такой стали. Поэтому условия закалки и отпуска должны обеспечивать получение минимального количества остаточного аустенита и максимального его разложения. Это достигается, в частности, применением среднего отпуска, обработкой холодом и др. Обычная ступенчатая закалка (с последующим средним отпуском), при которой в стали, особенно в тонкой ленте, получается повышенное количество остаточного аустенита, может оказаться неприемлемой. Уменьшение количества остаточного аустенита (в ленте из стали ЭИ142 и ЭИ722 в 2 раза) и соответственно улучшение всех свойств стали достигнуто [см. 372] за счет ускоренного охлаждения (водой или смесью воды со льдом) после переохлаждающей ванны.

В увеличении количества остаточного аустенита может, следовательно, проявиться отрицательная роль легирующих элементов в пружинной стали. Рациональное легирование такой стали требует поэтому учета не только прокаливаемости, механических и других свойств данных пружин, но и факторов, влияющих на количество остаточного аустенита. Это одна из причин применения сравнительно большего количества марок пружинной стали. О производимых и применяемых отечественных и зарубежных марках см. [481, 142, 912 и др. ¹].

С остаточным аустенитом связана и трудность реализации в легированной стали возможности получения высокой или сверхвысокой прочности за счет низкого отпуска. При таком отпуске не распадается основная масса остаточного аустенита, и углеродистая сталь может оказаться даже лучше легированной. Поэтому большое значение приобретает возможность получения и у пружинной стали высокой или сверхвысокой прочности за счет термомеханической обработки (см. стр. 308), тем более что такая обработка на ленте легко осуществима технологически. На проволоке (патентированной) это по существу давно используется. Из рис. 223 [187] видно, что с повышением температуры отпуска до 350°С после термомеханической обработки у пружинной стали ЭИ142 предел прочности достигает 300 кг/мм², а количество превратившегося остаточного аустенита (рис. 223, б) при этом составляет уже ~60%. Но и после отпуска при 400—420°С, когда превращается весь остаточный аустенит, может быть получен за счет термомеханической обработки $\sigma_b \approx 280$ кг/мм².

Термомеханическая обработка оказалась наиболее эффективной для стали, легированной бором, — элементом, стабилизирующим дислокации [см. 135]. На стали 55ХГР термомеханической обработкой был получен предел пропорциональности 180—195 кг/мм² (вместо ~160 кг/мм² после обычной термической обработки, т. е. закалки и отпуска) при относительном сужении 25—30%. Наблюдалось также повышение усталостной прочности при относительно небольшом числе циклов (ограниченной выносливости). При большом числе циклов, когда генерируется большое число вакансий, эффект термомеханической обработки ослабевает.

Рекомендуют также [135, А. Г. Рахштадт] использовать то обстоятельство, что эффект упрочнения высокотемпературной термомеханической

¹ В частности, [1006, р. 96-В].

ской обработкой сохраняется и после вторичной закалки («эффект обратимости или наследственности» — в других исследованиях он был невелик), и проводить после термомеханической обработки промежуточный отпуск стали — низкий (для уменьшения напряжений) или высокий (для обработки резанием), а затем повторную закалку и окончательный отпуск — при 250—300°С (отпуск выше 400°С снимал эффект термомеханической обработки) [780]. Пластическое деформирование (~ на 5%) после термомеханической обработки (см. стр. 315) и последующий отпуск при ~150°С позволили повысить предел пропорциональности со 190 до 225 кг/мм² при $\delta \sim 4\%$ и $\psi \sim 30\%$.

В современных машинах, приборах и устройствах для пружин и упругих элементов часто необходимы стали или сплавы, обладающие

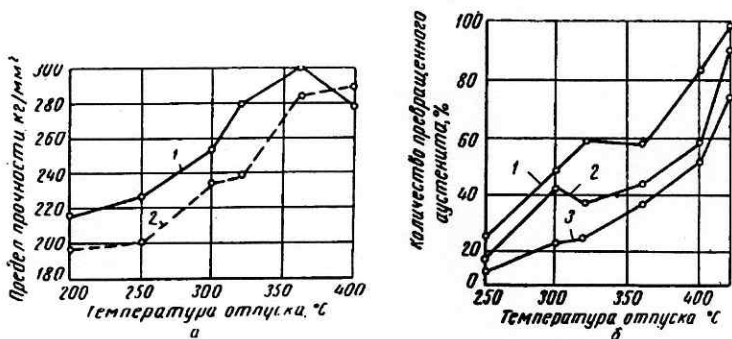


Рис. 223. Влияние температуры отпуска после термомеханической обработки на предел прочности (а) и количество остаточного аустенита (б) пружинной стали ЭИ142:

1 — выдержка при отпуске 5 мин; 2 — то же, 60 сек; 3 — то же, 30 сек

рядом специальных свойств: высокой коррозионной стойкостью в разных агрессивных средах, жаропрочностью (теплоустойчивостью), немагнитностью, малым температурным коэффициентом модуля упругости, высокой электропроводностью и др., иногда несколькими специальными свойствами одновременно.

Для изготовления коррозионностойких пружин в зависимости от состава агрессивной среды можно применять либо высокохромистую нержавеющую сталь мартенситного класса типа 3X13 и 4X13, либо аустенитную сталь, чаще всего типа 1X18H9T. Подробно о стали этих типов сказано в соответствующей главе. Пружины из высокохромистой стали требуют закалки на мартенсит с последующим отпуском, обычно при ~300°С. Однако подробные исследования такой стали в качестве пружинной показали [173], что для получения удовлетворительной релаксационной стойкости при повышенных температурах (до 300—350°С) отпуск должен проводиться при 450—500°С (закалка с 1000—1050°С в масле).

Для работы при повышенных температурах пригодны теплоустойчивые (жаропрочные) стали с низким и средним содержанием хрома (до 5—6%), дополнительно легированные молибденом и ванадием, и стали, близкие по составу к быстрорежущей, чаще всего с пониженным до 8—9% содержанием вольфрама (например, с 0,65% С, 4% Сг,

0,85% Мо, 0,7% V, 8—9% W — до 550°С, сталь с 0,3% С, 2,3% Cr, 0,85% Мо, 0,6% V, 4—4,5% W — до 500°С, сталь 3Х2В8) либо типа Р18. Так, для плоских пружин уплотнений в паровых турбинах положительные результаты при 470°С и даже при 500°С дала [см. 742] сталь с 0,3% С, 2,1% Cr, 1% Мо и 0,4% V (ЭИ723). Эта сталь показала также высокую релаксационную стойкость при 500—550°С и рекомендована для крепежных деталей паровых турбин с высокими и сверхвысокими параметрами пара.

Для работы при еще более высоких температурах необходимы уже жаропрочные аустенитные стали или сплавы на основе никеля. Релаксационная стойкость нескольких сталей

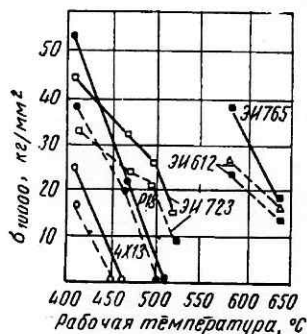


Рис. 224. Релаксационная стойкость нескольких пружинных сталей:

ЭИ612	— 0,08% С,	14,9% Cr,
	33,7% Ni, 3% W,	1,35% Ti.
ЭИ765	— 0,09% С,	14,5% Cr,
	4,2% Мо, 5,2% W,	1,3% Ti,
	1,94% Al, 0,008% В,	0,76% Fe,
	ост. Ni	

и никелевых сплавов при 400—640°С и длительности работы 10 000 ч показана на рис. 224 [742], где приведен и состав сталей ЭИ612 и ЭИ765. Аустенитная коррозионностойкая сталь, в частности 1Х18Н9Т, приобретает требуемые для пружин свойства за счет наклепа; дополнительное их повышение и лучшая стабилизация достигаются путем отпуска навитых пружин при ~450°С. Для пружин, работающих при 300, 350°С и особенно при 400°С, степень наклепа проволоки не должна быть больше ~60%*.

Сообщается [см. 991], что у стали с 17% Cr, 8,5% Mn и 2,5% Ni (сталь Fortinax) после наклепа 80% был получен предел прочности 220 кг/мм², а дополнительный отпуск при 450°С (2 ч) повысил его до 252 кг/мм². Из такой ленты были успешно изготовлены часовые пружины.

В качестве коррозионностойкого и резко агрессивных средах и немагнитного сплава для пружин и упругих элементов приборов, работающих при комнатной и повышенной температурах (до 400°С), в США был предложен сплав на основе кобальта (эльджилой) сложного состава: ≤0,15% С, 2% Mn, 20% Cr, 15% Ni, 7% Mo, 0,15% Ti, 0,03% Al, 0,03% Be, 40% Co. В Советском Союзе разработана [см. 429] и получила применение модификация такого сплава, содержащая 0,07—0,12% С и не содержащая титана, алюминия и бериллия (К40НХМ). Этот сплав приобретает максимальное упрочнение (σ_b до 270 кг/мм², твердость до 500—750 кг/мм²) после закалки с 1100—1150°С, холодной деформации не менее 70—80% и отпуска при 500—550°С. Основной причиной упрочнения сплава при отпуске после наклепа является дисперсионное твердение с выделением, по-видимому, карбидной фазы состава (Cr, Fe, Mo)₂₃C₆. Поэтому эффект упрочнения усиливается с повышени-

* См. также А. И. Жукова. Эксплуатационные характеристики коррозионно-стойких и жаропрочных пружин из стали 1Х18Н9Т. Изд. Ленинградского дома научно-технической пропаганды, серия Металловедение и термическая обработка, вып. 8, Л., 1962.

ем содержания углерода в сплаве. Предполагают также, что дополнительно сплав упрочняется за счет образования K -состояния.

Кобальтовый сплав имеет также высокие значения усталостной прочности и модуля упругости, а живучесть изготовленных из него пружин (часовых) более чем в два раза превосходит живучесть пружин из углеродистой стали. Однако вследствие очень высокого содержания кобальта и некоторых технологических недостатков его применение можно считать целесообразным только в специальных случаях, где используется полностью комплекс его свойств. В качестве материала для прецизионных пружин он непригоден, так как имеет сравнительно большой температурный коэффициент модуля упругости. При дополнительном введении 4—5% W (K40HXMB) сплав приобретает комплекс свойств, делающих его весьма пригодным для растяжек и подвесов измерительных приборов [см. 60]. Еще более высокие свойства он приобретает при дополнительном легировании рением в количестве 7—10% [909].

Значительно более экономична разработанная в Советском Союзе [см. 230, 59] немагнитная высокопрочная коррозионностойкая аустенитная пружинная сталь H36XTЮ (ЭИ702), содержащая до 0,05% С, 35—36% Ni, 12—14% Cr, 3% Ti и 1% Al. Эта сталь упрочняется за счет дисперсионного твердения, состоящего из закалки с 950°С (в воде) и последующего отпуска при 700°С (2 ч). После такой обработки получают и наиболее высокие пружинные свойства. Исследования [59] показали, что при отпуске выделяются упрочняющие фазы Ni_3Ti (η) и $Ni_3(Al, Ti)$ (γ') (см. стр. 502 и 548); с увеличением продолжительности отпуска количество второй фазы увеличивается, а количество первой уменьшается.

Введение бора в количестве 0,005 (до 0,007%) заметно повышает предел упругости ($\sigma_{0,001}$, $\sigma_{0,005}$ и $\sigma_{0,01}$) и модуль упругости этой стали, что было установлено не только на образцах, но и на изделиях (мембранах) [208]. Объясняют это созданием адсорбционных зон по границам зерен и блоков и вокруг выделений, что препятствует движению дислокаций. Наиболее сильно влияние бора сказывается после той же термической обработки, которая является оптимальной для стали без бора. Бор не изменяет, по-видимому, и природы выделяющихся фаз.

Упругие свойства стали ЭИ702 при нагреве сохраняются на достаточном уровне только до 200°С. Дополнительное легирование молибденом в количестве 5 и 8% повышает ее теплоустойчивость, а также прочность и твердость при комнатной температуре; в частности, увеличивается отношение предела текучести к пределу прочности [429, 208] после отпуска при 750°С. Сталь с 5% Мо может работать до 300°С (упругие элементы) и до 400°С (пружины), а сплав с 8% Мо — до 500°С. Для пружин, работающих до 500°С, рекомендован также [208] сплав на никелевой основе H80X12ТЮ с 1,5% Nb и 3,5% Мо.

Сплав типа H36XTЮ, но с пониженным до 8% содержанием хрома, повышенным до 1,3% содержанием алюминия и содержащий дополнительно 5% Мо (H36X8MTЮ), оказался пригодным для растяжек электронизмерительных приборов [см. 60]. По сравнению со сплавом K40HXMB (см. выше) он более пластичен при прокатке и волочении, менее хрупок в наклепанном состоянии и имеет меньший температурный коэффициент электросопротивления.

Для прецизионных пружин и упругих элементов разработаны стали и сплавы с малым температурным коэффициентом модуля

упругости α_E , известные под общим названием элинвары. Основной всех элинваров является система Fe — Ni, в которой наблюдается аномалия температурной зависимости модуля упругости. Нормально α_E имеет отрицательное значение и колеблется в пределах $200\text{--}300 \times 10^{-6}$. В системе железо — никель, как видно из рис. 225 [см. 41], α_E дважды переходит через нуль — при 29 и 45% Ni, а наибольший и притом положительный ($\sim 500 \times 10^{-6}$) α_E имеет сплав с 36% Ni (инвар). Но практически использовать двойные сплавы с нулевым α_E нельзя из-за очень крутого хода кривой зависимости α_E от содержания никеля вблизи 29 и 45%.

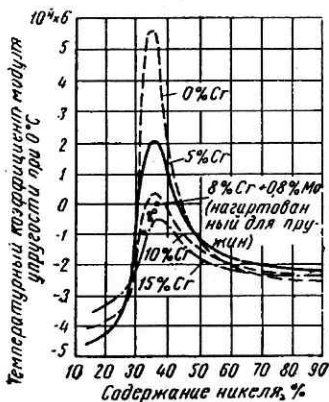


Рис. 225. Температурный коэффициент модуля упругости железо-никелевых сплавов при 0°C

Введение хрома делает кривую более пологой. Сплав, содержащий 36% Ni и 12% Cr, и был впервые назван элинваром.

Но двойной элинвар обладает недостаточными прочностными и другими свойствами. Для повышения этих свойств в элинвар вводятся дополнительно либо углерод и карбидообразующие элементы либо элементы, сообщающие сплаву способность к дисперсионному твердению за счет образуемых ими интерметаллических соединений.

К сплавам первого типа относятся зарубежные сплавы изоэластик, метэлинвар и др. [см. 59], содержащие (кроме никеля) 0,6—0,8% C, 6—8% Cr, 2—4% W, 1—1,5% Mo, и отечественный сплав Н35ХМВ [см. 230], содержащий еще большее количество углерода. Этот сплав также упрочняется дисперсионным твердением после закалки с $1000\text{--}1050^\circ\text{C}$ (нагрев в вакууме), наклепа с большой степенью деформации и отпуска при $500\text{--}550^\circ\text{C}$, причем упрочняющей является карбидная фаза $(\text{Cr, Fe, W, Mo})_7\text{C}_3$. Величина его α_E определяется составом твердого раствора и заметно изменяется уже при незначительном отклонении содержания никеля (и других элементов) в твердом растворе от оптимального.

К недостаткам упрочняемых карбидами элинваров, в частности сплава Н35ХМВ, относятся сильная ферромагнитность (высокое магнитное насыщение), трудности изготовления из них деталей, плохая свариваемость и недостаточная коррозионная стойкость; последнюю можно повысить введением 0,5% Cu [см. 429]. В настоящее время упрочняемые карбидами элинвары вытесняются дисперсионно твердеющими.

В качестве элементов, сообщающих элинвару способность к дисперсионному твердению, используются титан, бериллий и алюминий, чаще всего в определенном сочетании (Ti + Al; Ti + Be). Содержание углерода в этих сплавах низкое ($< 0,05\%$). В зависимости от содержания никеля и хрома они могут быть и ферромагнитными и немагнитными. Практически последние наиболее важны. К числу сплавов этого типа из зарубежных относятся, например, ферромагнитные Ниварокс (без хрома при 37% Ni), Дюринвал, Ниспен, немагнитные Ниварокс (с 31% Ni и 9% Cr), Контрацид [см. 59, 230]. Из разработанных у нас сплавов

[см. 230, 429] наиболее приняты Н41ХТ с <math><0,05\%</math> С, 42% Ni, 5,5% Cr, 2,6% Ti, 0,8% Al и сплав с более высоким содержанием никеля и меньшим количеством титана Н43ХТ, имеющий практически постоянный модуль упругости до $\sim 180^\circ\text{C}$.

Дисперсионно твердеющие элинвары также упрочняются сильнее в том случае, когда отпуску предшествует наклеп, чем в случае отпуска непосредственно после закалки. По сравнению с элинварами, упрочняемыми за счет карбидной фазы, у дисперсионно твердеющих элинваров

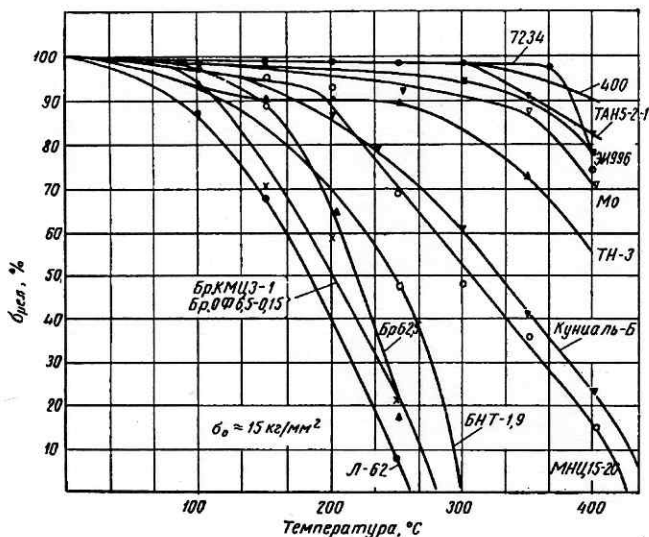


Рис. 226. Зависимость релаксационной стойкости от температуры у сплавов для токоведущих пружин.

Состав:

- Куниаль-Б — Cu + 6,15% (Ni + Co) + 1,3% Al;
- ТН-3 — Ta + 3% Nb;
- Мо — молибден технический, металлокерамический;
- ЭИ996 — Ni + 2,32% Be;
- ТАН5-2-1 — Ni + 5% Ti + 2% Al + 1% Nb;
- «400» — Ni + 30% Co + 2,3% Ti + 1,76% Al + 0,27% Mn;
- «7234» — Ni + 4% Ti + 1% Al + 4,5% Re

температурный коэффициент модуля упругости изменяется обычно сильнее и по более сложной кривой в зависимости от температуры отпуска. Основными же преимуществами дисперсионно твердеющих элинваров являются их лучшие технологические свойства и то, что их легче получить немагнитными и с высокой коррозионной стойкостью.

Для пружин и упругих элементов, от которых требуется и сравнительно высокая электропроводность, разработаны и применяются сплавы на основе главным образом меди и никеля — различные бронзы, упрочняемые наклепом, дисперсионным твердением или за счет упорядочения. Так как на таких сплавах мы не можем останавливаться подробно, то приводим только на рис. 226 (Р. И. Мишкевич) кривые зависимости релаксационной стойкости разных сплавов для токоведущих контактных пружин от температуры. Условия предварительной терми-

ческой обработки (низкотемпературного отпуска) должны быть уточнены для каждого сплава по изменению предела упругости. Из рис. 226 видно, что сплавы на медной основе пригодны для пружин, работающих до 200°С (лучший — нейзильбер). Для работы при температурах до 350°С достаточно стойки только сплавы на основе никеля. Из сплавов на медной основе представляет интерес также сплав с 20% Ni, 20% Mn и добавкой 0,01% В, приобретающий пружинные свойства, в том числе повышенную релаксационную стойкость, при нагреве за счет процесса упорядочения [612, стр. 135].

2. ИЗНОСОСТОЙКИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Стойкостью против износа должны обладать очень многие детали и изделия. Обычно она обеспечивается упрочнением поверхностного слоя изделия путем цементации, азотирования, цианирования, поверхностной закалки, диффузионного или электролитического покрытия металлом, износостойких наплавов и т. п. В данном случае речь идет о таких сталях и сплавах, которые сами по своему составу и структуре обладают повышенной стойкостью против износа, вследствие чего из них изготавливаются изделия, для которых это свойство играет решающую роль. Но наряду с этим от таких изделий требуются и другие свойства — высокая прочность, пластичность, иногда коррозионная стойкость, жаропрочность, немагнитность и др. Сюда относятся, например, стали и сплавы для подшипников качения, ядерных электроизмерительных приборов, рельсов, некоторые аустенитные стали и др. Принципы их легирования и обработки ниже рассмотрены более подробно.

При износе в поверхностном слое металла совершаются сложные физические, химические и чисто механические процессы, сущность которых еще далеко не до конца выяснена и во многом является дискуссионной. Нет еще также единого мнения по вопросу о классификации видов износа. Между тем износостойкость одной и той же стали при разных видах износа может быть разной. Наиболее принята предложенная Б. И. Костецким классификация [см. 625], по которой различают пять основных видов износа: 1) износ схватыванием I рода; 2) окислительный износ; 3) износ схватыванием II рода (тепловой износ); 4) абразивный износ; 5) оповидный (питтинговый) износ. При этом считают, что в каждом случае один из видов износа является ведущим и определяющим стойкость детали, хотя ему могут сопутствовать и другие виды.

Не имея возможности останавливаться на этих вопросах, отсылаем читателя к соответствующей литературе [см. 625]. Здесь отметим только, что по наиболее достоверным данным при всех видах износа повышение твердости стали и наличие в ее структуре (даже при одинаковой твердости) твердых карбидов увеличивают износостойкость. Рис. 227 [117] иллюстрирует влияние количества и состава карбидов на повышение износостойкости отожженных сплавов Fe—Cr—C. При одинаковом количестве карбидов износостойкость выше у сплавов, содержащих кубический карбид. $(Cr, Fe)_{23}C_6$. В условиях преобладания теплового износа стойкость стали тем больше, чем выше ее твердость при высоких температурах («горячая» твердость). Эти положения относятся и к абразивному износу, если сами абразивные частицы не слишком остры и их твердость соизмерима с твердостью истираемой

стали, в частности, в тех случаях, когда абразивными частицами являются сами продукты износа (обычно окислы).

Отсюда следует, что износостойкая сталь должна иметь повышенное или высокое (как в инструментальной стали) содержание углерода, а легировать ее следует одним или несколькими карбидообразующими элементами. Так, из рис. 269 видно, что при одинаковой твердости наибольшей износостойкостью обладает быстрорежущая сталь P18, за ней следуют высокохромистая сталь X12, сталь Y12 и т. д. Но высокая стойкость против износа, особенно против отдельных его видов, может быть обусловлена, например, меньшей абразивностью продуктов износа (у сплавов на железной основе), особенностями структуры (аустенитные стали). Такие факторы с успехом используются.

Шарикоподшипниковая сталь является типичным примером стали, от которой требуется стойкость против износа, в том числе абразивного, вызываемого и окисленными продуктами износа. Наряду с этим от нее требуется высокая статическая и усталостная прочность (при удовлетворительной пластичности), так как в деталях (шариках, роликах, кольцах) вследствие очень малой опорной (контактной) поверхности возникают огромные знакопеременные напряжения (до $300-500 \text{ кг/мм}^2$). Для достижимости этих свойств сталь должна также обладать достаточной прокаливаемостью.

Высокая износостойкость шарикоподшипниковой стали достигается тем, что в нее вводится около 1% С и 0,4—1,5% Cr, т. е. по составу она относится к группе инструментальных. Хром не только увеличивает количество и твердость карбидов, но и повышает прокаливаемость стали. Поэтому содержание его в стали должно быть тем больше, чем больше размеры изготавливаемых из нее деталей. Сталь, предназначенная для крупногабаритных деталей, например для колец с толщиной стенки больше 30 мм, содержит также повышенное до ~0,6% количество кремния¹ и больше 1% марганца (сталь ШХ15СГ в СССР, 100CrMn6 в ФРГ). Это сообщает ей еще большую прокаливаемость и, следовательно, возможность закалки в более мягких средах, одновременно дополнительно несколько повышая прочность и износостойкость.

Прокаливаемость шарикоподшипниковой стали при данном составе можно заметно повысить за счет технологических факторов, прежде всего за счет увеличения степени дисперсности карбидов в отожженном состоянии. В соответствии с этим наблюдалось увеличение прокаливаемости стали ШХ15 с повышением ее твердости после отжига [513]. По этой же причине прокаливаемость увеличивается в случае нормализации перед закалкой, а также с повышением температуры нагрева и продолжительности выдержки при закалке. Как было отмечено на стр. 179, этот фактор сказывается на прокаливаемости наиболее сильно у сталей, ле-

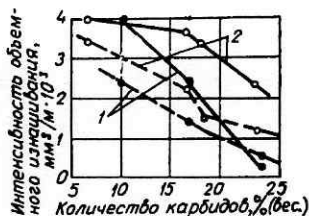


Рис. 227. Влияние количества карбидной фазы на износ отожженных сплавов Fe—Cr—C при сухом трении скольжения: 1 — сплав с карбидами $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$; 2 — сплав с карбидами $(\text{Cr, Fe})_3\text{C}_2$ (пунктир — ролики; сплошные линии — образцы)

¹ Кремний в такой стали уже в малых количествах повышает прокаливаемость, особенно бейнитную (см. стр. 412 и рис. 77 и 244).

гированных карбидообразующими элементами. Было показано [513], что прокаливаемость стали ШХ15 увеличивается также с увеличением степени уковки слитка.

По износостойкости хромистая сталь с 0,4—1,5% Cr, конечно, уступает быстрорежущей P18 и высокохромистой X12. Но это с избытком компенсируется тем, что она значительно проще в производстве, термической и механической обработке (в том числе резанием) и стоимость ее ниже.

Многokrратно исследовались возможности дальнейшего улучшения важнейших свойств шарикоподшипниковой стали за счет изменения ее состава и дополнительного легирования. Так, иногда, особенно в США, в нее вводят дополнительно ~0,35% Mo, вольфрам или 0,10—0,15% V (см. стр. 195 и рис. 120, б), что увеличивает ее прокаливаемость и износостойкость и уменьшает склонность к росту зерна. Сообщалось даже об удачной попытке (в США) частичной или полной замены хрома молибденом. Однако в наших условиях такая замена не экономична.

Проведенное недавно исследование [514] показало, что введение 1—1,2% W в сталь ШХ15 повышает ее прокаливаемость, ударную вязкость и контактную выносливость, а при одновременном присутствии 0,7% Ni уменьшается склонность к укрупнению зерна. Увеличение прокаливаемости в 2,5—3 раза против стандартной стали ШХ15СГ было получено¹, как и следовало ожидать, при понижении содержания углерода до 0,85—1,0% и повышении количества хрома до 1,4—1,7%, марганца — до 1,4—1,7% и кремния — до 0,6—0,8%. Прокаливаемость стали ШХ15 также можно улучшить некоторым увеличением содержания хрома и марганца. Бор на прокаливаемость стали ШХ15 не должен влиять вследствие высокого содержания в ней углерода (см. стр. 180), но имеется сообщение [815], что введение его в количестве меньше 0,002% способствует уменьшению карбидной ликвации и улучшению излома и понижает температуру закалики.

В шарикоподшипниковой стали особенно вредны примеси: сера, фосфор, мышьяк, олово, свинец, кислород, азот, водород, так как они не только ухудшают и без того низкие пластичность и вязкость стали, но и заметно понижают ее износостойкость (водород вреден еще и потому, что сталь сильно флокеночувствительна). Некоторые примеси (сера, кислород и др.) влияют косвенно, способствуя увеличению количества неметаллических включений, чрезвычайно отрицательно сказывающихся на износостойкости и на усталостной прочности. В связи с малой рабочей (контактной) поверхностью деталей наиболее вредны крупные неметаллические включения, особенно во вращающихся с огромными скоростями (например, приборных) подшипниках и при больших контактных напряжениях. Не менее, а иногда еще более вредна карбидная неоднородность, особенно — карбидная ликвация, резко понижающая износостойкость, и карбидная сетка, приводящая к межкристаллитному разрушению и понижению ударной вязкости [см. 595].

Поэтому улучшение качества шарикоподшипниковой стали на протяжении более полувека ее существования шло не столько по пути изменения состава, сколько по пути усовершенствования технологии ее выплавки и дальнейшей обработки. В последнее время достигнуты большие успехи как за счет разработки более совершенной обычной

¹ См. Сталь. № 7, 1962, стр. 651.

технологии, так и за счет применения новых способов выплавки: в вакууме, электрошлакового переплава расходующих электродов, рафинирования металла в ковше жидким синтетическим шлаком [см. 204, 347, 956]. Во всех случаях уменьшается количество и получается более благоприятная форма неметаллических включений. При выплавке в дуговой вакуумной печи наблюдалось повышение усталостной прочности на 30—40%, а при переплавке в индукционной вакуумной печи — даже в 2 раза. В электрошлаковых плавках наблюдалось значительное уменьшение (или даже отсутствие) карбидной ликвации и карбидной полосчатости. Но эти способы выплавки значительно удорожают сталь. Поэтому их применение считают целесообразным [см. 204] только для

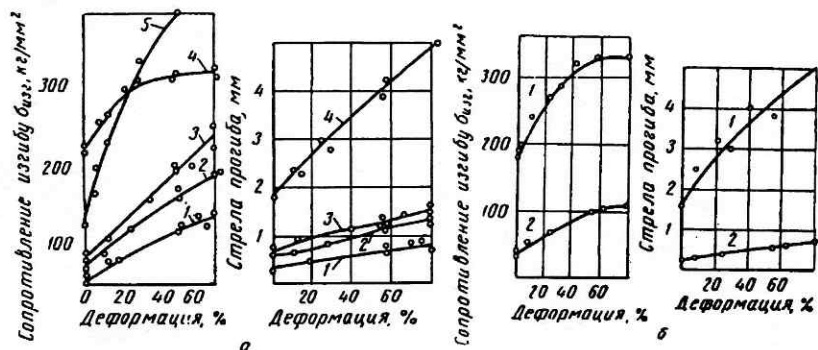


Рис. 228. Влияние степени деформации при термомеханической обработке на свойства шарикоподшипниковой стали ШХ15 непосредственно после обработки (а) и после перекристаллизации (б):

- а: 1 — закалка; 2 — закалка + отпуск 140° С, 4 ч; 3 — закалка + отпуск 240° С, 4 ч; 4 — закалка + отпуск 440° С, 4 ч; 5 — для плоских образцов после отпуска 240° С, 4 ч;
 б: 1 — нагрев 930° С, 20 мин + деформация + закалка + отпуск 440° С, 20 мин + нагрев 850° С, 4 мин + закалка + отпуск 440° С, 4 ч; 2 — то же, без последнего отпуска

стали, из которой изготавливаются особо точные приборные или работающие в тяжелых условиях подшипники ответственного назначения. Рафинирование же в ковше синтетическим шлаком стали, выплавленной в основной мартеновской печи, экономически более выгодно.

Шарикоподшипниковая сталь применяется, как и инструментальная, после закалки и низкого отпуска, так что ее склонность к хрупкому разрушению еще значительна. Поэтому шагом вперед является повышение ее прочности и пластичности термомеханической обработкой (т. м. о., см. стр. 308). Из рис. 228 [358] видно, что т. м. о. путем деформирования равновесного аустенита (при температуре выше A_{c3}) при всех режимах отпуска повышает не только сопротивление изгибу¹, но и стрелу прогиба, т. е. существенно повышает сопротивление стали отрыву. Объясняется это, по-видимому, увеличением плотности дислокаций и дисперсности мартенсита. Так, после обычного отпуска при 400° С плотность дислокаций составляла $7,94 \times 10^{10} \text{ см}^2/\text{см}^3$, а после такого же отпуска стали, подвергнутой т. м. о. со степенью деформации 90%, она достигала $19,3 \times 10^{10} \text{ см}^2/\text{см}^3$, т. е. увеличилась почти в 2,5 раза. При этом была установлена «обратимость» т. м. о., т. е. сохранение упрочняющего влияния т. м. о. даже после перекристаллизации (см.

¹ Свойства определяли на нестандартных образцах, так что данные интересны только как сравнительные.

рис. 228, б). Однако наибольший эффект т. м. о. в данном случае (при деформировании равновесного аустенита) получился (рис. 228) после отпуска при повышенной температуре, когда твердость стали уже значительно понижена.

Для деталей подшипников, работающих в условиях больших динамических нагрузок, применяют легированные цементуемые стали (18ХГТ, 20ХНМ, 12Х2Н4А и др.), которые были рассмотрены подробно в гл. VII.

Для подшипников, работающих в условиях воздействия агрессивных сред, применяются высокоуглеродистые коррозионностойкие стали, чаще всего типа X18, содержащей 0,9—1,0% С, 0,7% Mn, 0,8% Si, 17,0—19,0% Cr и 0,6% Ni, или (в США) сталь такого же типа, но с 17% Cr и 0,5% Mo, а также сталь с 17% Cr и 0,7% С. В ФРГ применяются сталь типа нашей 4X13 и сталь с 0,9% С, 18% Cr, 1,0—1,3% Mo и 0,07—0,12% V (до 1% Si и до 1% Mn). Такие стали обладают и более высокой износостойкостью, чем ШХ15 и другие низкохромистые стали.

Для деталей подшипников, которые должны работать при повышенных температурах¹, наиболее пригодны высоколегированные стали типа быстрорежущих, в которых содержание карбидообразующих элементов и углерода обеспечивает получение вторичной твердости после высокого отпуска и устойчивой горячей твердости 56—58 HRC при рабочей температуре. В качестве шарикоподшипниковых такие стали работают лучше, будучи выплавлены в вакууме. Очень большая износостойкость и повышенная красностойкость высокованадиевых и кобальтовых быстрорежущих сталей (см. стр. 454 и 457) могут быть с успехом использованы и в высокотемпературных подшипниках. Однако всюду, где это позволяют условия работы, стремятся применять менее легированные стали такого типа, особенно содержащие меньше вольфрама, что уменьшает карбидную неоднородность. Такие низколегированные стали были рекомендованы [см. 514]; например, для подшипников, работающих при температурах до 400—450° С. Для температур до 540° С в результате обширных исследований предложена [646] сталь (WB-49 или Rex-49), содержащая в среднем 1,1% С, 4% Cr, 6,75% W, 3,75% Mo, 2% V, 5% Co (закалка с 1220° С и двукратный отпуск по 2 ч при 565° С). Величина $\sigma_{0,2}$ на сжатие при рабочей температуре у этой стали достигает до 240 кг/мм², а горячая твердость—до 57—59 HRC. Она обладает также повышенной жаростойкостью и коррозионной стойкостью (и высокой красностойкостью, см стр. 459). По японским исследованиям², очень близка по свойствам к этой стали более простая и экономичная сталь с 14% Cr и 4% Mo при ~1,1% С. Разрабатываются специальные (неметаллические) материалы (например, борид титана, имеющий и малый удельный вес), которые принципиально могут быть пригодны для подшипников, работающих при очень высоких температурах (выше 1500° С).

Если подшипники должны работать при повышенных температурах и одновременном воздействии агрессивных сред, то в зависимости от характера среды и рабочей температуры для них можно использовать либо высокоуглеродистую высокохромистую коррозионностойкую сталь типа X18, но дополнительно легированную вольфрамом, молибденом, кобальтом, ванадием (для увеличения износостойкости содержание ванадия может быть высоким при одновременно повышенном углеро-

¹ На 50—100° С рабочую температуру обычной стали ШХ15 можно повысить введением в нее около 1% Al.

² См. РЖ Металлургия, 6, 1963, реф. И339.

де), либо сталь типа быстрорежущей, но с повышенной коррозионной стойкостью. Так, например, увеличением содержания кремния и хрома можно получить у быстрорежущей стали стойкость против некоторых агрессивных сред при повышенных температурах, близкую к стойкости нержавеющей стали.

В не менее тяжелых условиях, чем подшипники качения, работают керновые опоры электроизмерительных приборов (которые в ряде случаев заменяются шариковыми подшипниками), представляющие собой проволоку диаметром 0,5—0,7 мм, длиной 5—6 мм с радиусом закругления конусного конца 40—70 мк. Хотя керны несут рамку весом всего 1—2 г, в них возникают огромные сжимающие напряжения ($>300 \text{ кг/мм}^2$), так как опорная поверхность очень мала. Однако из строя они обычно выходят в результате износа, являющегося в основном абразивным за счет окисленных продуктов износа.

В течение многих лет единственным материалом для кернов служила закаленная (закалка в спирте) и низкоотпущенная сталь У12А. По износостойкости она уступает стали ШХ15, но из нее легче получать тонкую проволоку. В приборах, подвергающихся вибрационным нагрузкам, керны из У12А быстро изнашиваются. Значительно большей износостойкостью обладают керны из сплава кобальта с 25% W. Этот сплав упрочняется дисперсионным твердением (длительный отпуск при 600—650° С) после наклепа с большой степенью деформации. Получаемая при этом твердость ниже, чем у стали У12А (56—58 HRC), но износостойкость выше вследствие того, что продукты износа менее абразивны.

Крупные недостатки сплава Co—W заключаются в том, что он ферромагнитен (керны взаимодействуют с магнитной системой прибора) и недостаточно стоек против коррозии. Последнее усиливается частично тем, что сплав изготавливается металлокерамическим способом, и в проволоке обычно имеется некоторая пористость. В последнее время хорошо зарекомендовал себя для кернов пружинный сплав на основе кобальта К40ХНМ (см. стр. 362) — немагнитный и обладающий высокой коррозионной стойкостью.

Для многих изделий, работающих в условиях истирания, в частности для ряда деталей металлургического оборудования, с успехом применяется высокоизносостойкая марганцовистая аустенитная сталь¹ Г13 (сталь Гадфильда), содержащая обычно 1,1—1,3% С и 12—14% Мп (содержание марганца и углерода, а также их соотношение может быть несколько иным).

Из рис. 229* [994] видно, что в закаленном состоянии (рис. 229*, а)

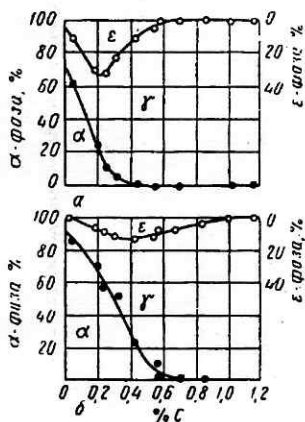


Рис. 229*. Фазовая диаграмма (количественное соотношение фаз γ , α и ϵ) для стали с 12—13% Мп при разном содержании углерода:

а — в закаленном состоянии; б — в пластически деформированном состоянии

¹ См. также Марганцовистая сталь, пер. с англ. под ред. М. Е. Блантера. Металлургиздат, 1959 и [1007].

такая сталь при содержании в ней углерода больше 0,4% состоит из аустенита и незначительного количества ϵ -мартенсита. С уменьшением содержания углерода увеличивается количество α -мартенсита, составляющего при 0,04% С около 70%, а количество ϵ -мартенсита проходит через минимум при 0,2% С. В пластически деформированном состоянии (рис. 229*, б) α - и ϵ -фазы образуются и при более высоком содержании углерода $\sim 0,7\%$ для α -фазы и меньше $\sim 1\%$ для ϵ -фазы). В процессе пластического деформирования превращение протекает в направлении $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$. Если ϵ - и α -фазы уже имеются, развивается превращение $\epsilon \rightarrow \alpha$ и количество ϵ -фазы уменьшается. Высокое содержание углерода в этой стали обуславливается главным образом возможностью использования дешевого высокоуглеродистого доменного ферромарганца. Высокая же износостойкость ее определяется в основном не углеродом (до известного его содержания) и карбидами, а особо сильной наклепываемостью ее аустенита (сильно наклепывается всякий аустенит) и проявляется поэтому только при наличии давления или (и) ударных воздействий, способных вызвать наклеп. В ряде других случаев, особенно при абразивном износе, сталь Г13 не имеет никаких преимуществ перед перлитными сталями и может оказаться даже хуже их. Так, например, при работе в грунтовой массе ее износостойкость в закаленном (аустенитном) состоянии оказалась ниже износостойкости сталей У8, У10, У12 после соответствующей термической обработки [857]. Интересно, что в этих условиях работы наличие свободных карбидов в структуре сказывалось положительно, вследствие чего износостойкость стали в литом состоянии была выше, чем после закалки на аустенит. Для футеровки дробильно-размольного и смесеприготовительного оборудования равноценной Г13 или даже лучше ее по износостойкости оказалась графитизированная сталь (см. ниже). Для броневых плит коксовых воронок Г13 оказалась хуже углеродистой стали¹.

Крупным достоинством стали Г13 является то, что в ней сочетается износостойкость при ударном нагружении с высокой пластичностью и вязкостью, свойственной аустениту ($\delta > 40\%$, $a_k = 20-30 \text{ кгм/см}^2$ при $\sigma_b = 80-110 \text{ кг/мм}^2$ и $\sigma_s = 35-40 \text{ кг/мм}^2$). Но для этого отливки необходимо нагреть до 950°C (при 1% С) или до $1000-1050^\circ \text{C}$ (при 1,2% С и больше) и охладить в воде (детали с тонкими сечениями можно охладить и в более мягкой среде). Цель такой закалки — перевести в раствор карбиды, содержащиеся в структуре отливки и понижающие ее пластичность и вязкость, и предотвратить их обратное выделение при охлаждении. Охлаждение должно быть особенно ускоренным в интервале $850-800^\circ \text{C}$. Перегрев приводит к укрупнению зерна, что понижает вязкость и износостойкость стали. Последующий нагрев (отпуск) до $300-400^\circ \text{C}$ приводит к частичному разложению аустенита и обратному выделению из раствора карбидов. Мы изучали возможность использования этих избыточных карбидов для упрочнения стали дисперсионным твердением. При этом оказалось [см. 14], что твердость и прочность действительно повышаются, но карбиды выделяются не в дисперсном виде, а по границам зерен или по определенным кристаллографическим плоскостям, что приводит к резкому падению пластичности и особенно ударной вязкости.

Актуальную задачу повышения прочности стали типа Г13, особен-

¹ См. Сталь, № 6, 1959, стр. 566; № 8, 1960, стр. 754; Металловедение и обработка металлов, № 5, 1960, стр. 53.

но ее предела текучести, в настоящее время пытаются разрешать путем дополнительного легирования (в частности, хромом, молибденом, ванадием), наклепа и взрыва [см. 992 и др.]. При дополнительном легировании, особенно молибденом (около 2%), предел текучести стали повышается с 35—40 до 50—60 кг/мм². Сильное отрицательное влияние на механические свойства высокомарганцевистой стали (кроме предела текучести) оказывает фосфор при содержании его в количестве больше 0,05—0,08% [см. 993]. Особенно сильно (в несколько раз) понижаются характеристики пластичности и вязкости. Ухудшается также износостойкость изделий из этой стали. Основной причиной отрицательного влияния фосфора являются фосфиды железа и марганца, располагающиеся по границам зерен. Введение в сталь до 0,3% Al ослабляет влияние фосфора, по-видимому, вследствие образования более тугоплавких фосфидов алюминия. По другим данным [см. 1007] фосфор сказывается не так сильно.

Устойчивость аустенита увеличивается с повышением содержания в стали марганца (увеличением отношения Mn : C). Поэтому для изделий, подвергающихся сварке, рекомендуют¹ брать сталь (или отбирать плавки) с повышенным содержанием марганца и пониженным содержанием углерода.

Главный недостаток аустенитной стали Г13 — ее плохая обрабатываемость резанием. Определяется это тем же, что и основное ее достоинство, т. е. сильной наклепываемостью марганцевистого аустенита. Поэтому она и применяется в основном в виде отливки или поковок. Уже давно было показано, что обрабатываемость резанием улучшается после нагрева до 550—650° С, при котором получают частично перлитно-трооститные структуры, а после изобретения твердых сплавов было предложено обрабатывать сталь Г13 твердосплавным инструментом при 350—400° [см. 41]. Но при перлитно-трооститной структуре понижается износостойкость, а при подогреве до 350—400° выделяются карбиды, что понижает вязкость стали. Поэтому там, где это возможно, следует закалывать деталь после механической обработки.

По нашим исследованиям [602, 14], сталь типа Г13 можно сделать обрабатываемой режущими инструментами, если присадить к ней 3—3,5% Al при одновременном понижении содержания углерода до 0,4—0,45%. Такое влияние алюминия объясняется тем, что он уменьшает наклепываемость марганцевистого аустенита. Из рис. 229 [602, 14] видно, что наклепываемость, критерием которой здесь служит твердость внутри отпечатка Бринеля, уменьшается и до 5% Al, но при содержании больше 4% Al в структуре стали появляется α -фаза. Правда, влияние

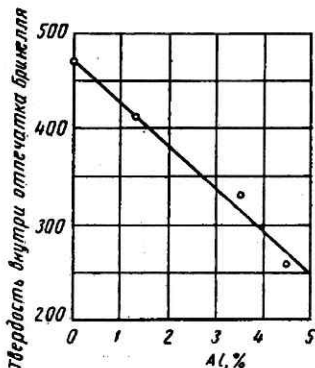


Рис. 229. Влияние алюминия на наклепываемость марганцевистого аустенита. Основа — сталь с 0,4—0,45% С и 13—14% Mn

¹ См. *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 5, 1959, стр. 61; *Rev. Métall.*, т. 55, 1958, № 1.

этой α -фазы на износостойкость еще не изучено. Да и вообще износостойкость стали с алюминием следует проверить. Она может оказаться пониженной именно из-за уменьшения наклепываемости аустенита, но достаточной для тех случаев, где важна обрабатываемость резанием. Одновременное введение в такую сталь (с алюминием) 2—2,5% Cr повышает ее механические свойства.

Для многих применений вполне достаточно износостойкость, обеспечиваемая более простыми, технологичными и дешевыми сталями, чем аустенитная сталь Г13, не говоря уже о таких условиях работы, когда сталь Г13 вообще не имеет преимуществ или даже уступает такой стали.

Выше уже упоминалась графитизированная сталь, повышенная износостойкость которой определяется наличием в ее структуре графита. Такая сталь применяется и как инструментальная, например, для волоочильного инструмента (см. стр. 463); состав ее несколько различается в зависимости от применения. Для упомянутого выше применения в дробильном и смесеприготовительном оборудовании рекомендован и оправдал себя состав: 1,0—1,3% С, 1,0—1,3% Si, 1,0—1,3% Mn, 0,1—0,2% Ti, до 0,3% Cr.

Успешно применяются в качестве износостойких углеродистые стали У8, У10, У12, стали со средним и повышенным содержанием углерода, легированные марганцем в количестве 0,7—1,5% (65Г, 65Г2, 35Г), конструкционные хромистые стали типа 40Х. Сталь 65Г иногда применяется и для деталей некоторых типов подшипников. Все они подвергаются термической обработке, после которой получается высокая твердость. Но и при одинаковой твердости и даже одина-

ковом количестве карбидов износостойкостью зависит от структуры и, следовательно, от условий термической обработки. Из рис. 230 [857] видно, что при одинаковой твердости износостойкостью сталей У12 и У10 выше после изотермической закалики (в ванне с температурой 240—400°С, структура бейнит с карбидами), чем после мартенситной закалики с последующим отпуском. То же наблюдалось у стали 65Г2 и у сталей У12, У10, У8 в других исследованиях¹.

Для рельсов разрабатываются стали, обладающие повышенной износостойкостью (и прочностью) без термической обработки. Положительные результаты при длительных эксплуатационных испытаниях опытных рельсов дали мартеновские стали: хромистая с 0,63—0,75% С

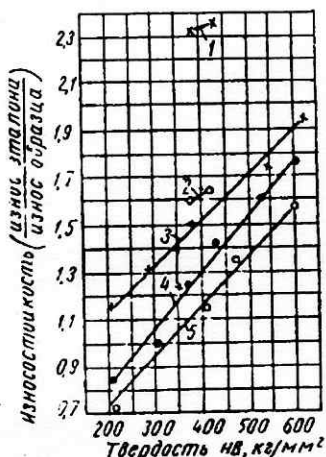


Рис. 230. Зависимость износостойкости стали от ее твердости после разной термической обработки:

1 — сталь У12 после изотермической закалики; 2 — сталь У10 после изотермической закалики; 3 — сталь У12 после закалики с отпуском; 4 — сталь У10 после закалики с отпуском; 5 — лещетная сталь после закалики с отпуском

¹ Например, А. А. Сороко-Новицкая. *Металловедение и термическая обработка металлов.* № 4, 1959, стр. 52.

и 0,5—1,1% Cr; хромоникелевая с 0,6—0,7% C, 0,6—1,0% Cr и 0,6—1,0% Ni, полученная из природнолегированных (орско-халиловских) руд; бессемеровская сталь с повышенным (до 2%) содержанием марганца¹.

Наконец, для многих изделий и деталей высокая износостойкость может быть обеспечена изготовлением их из высокохромистых инструментальных сталей (для холодных штампов) типа X12M, X12Ф, X6ВФ. В США для подобных целей (детали и кулачки в станках и т. п.) широко используются стали A7 (с 5% Cr и 4,5% V) и D7 (с 12% Cr и 4% V), A2, D2, D5 (состава D2, но с 3% Co) (см. стр. 469). Сообщается, например [см. 646], что стойкость кирпичных форм увеличилась в 20 раз при изготовлении их из стали A7 по сравнению с цементуемыми и закаленными сталями. Сталь типа X12M (D2) применяется, например, для изготовления пищевых ножей (мясных рубачков), чему способствует и ее высокая коррозионная стойкость. Хромовольфрамовая высокоуглеродистая сталь (с 1% C; 9% Cr; 3% W; до 3% Ni и 1,5% Al) также часто применяется в качестве износостойкой [см. 41], например, для литых плит несгораемых шкафов, деталей брикетировочных прессов и др.

¹ См. Сталь, № 12, 1962, стр. 1123; также № 5, 1960, стр. 458 (Д. С. Казарновский и др.).

НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

На протяжении последних 25—30 лет получили большое распространение так называемые низколегированные стали повышенной прочности, применяющиеся вместо углеродистой строительной стали для сварных и клепаных конструкций мостов, в промышленном и гражданском строительстве, судостроении, вагоностроении, для магистральных нефте- и газопроводов и т. п. Низколегированные стали обычно не подвергаются улучшению, а применяются либо непосредственно после прокатки, либо в нормализованном или отожженном состоянии, хотя закалка с отпуском может значительно повысить их прочность и вязкость и уменьшить чувствительность к надрезу, что увеличило бы народнохозяйственную эффективность применения таких сталей (см. [243] и стр. 397). Таким образом, все свойства, требуемые от сталей этого типа, должны быть достигнуты в значительной степени за счет легирования.

1. ОСНОВНЫЕ ТРЕБОВАНИЯ, ПРЕДЪЯВЛЯЕМЫЕ К НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

Требования, предъявляемые к низколегированным сталям повышенной прочности, весьма разносторонни. Основной целью применения таких сталей является значительное снижение веса сооружений и конструкций и увеличение их долговечности. Поэтому в первую очередь от стали требуется повышенный предел текучести, учитываемый в расчетах конструкций на статическую прочность. В среднем можно считать, что повышение σ с 24—25 (у стали марки Ст. 3) до 34—36 кг/мм² ведет к облегчению сооружения или конструкции на 20—30%, что для вагонов и кораблей в свою очередь связано с увеличением их грузоподъемности или водоизмещения. Обычно требуемое от низколегированной стали значение σ_s составляет 32—35, а в последнее время доходит в ряде случаев до 40 кг/мм² и выше.

Предел прочности задается часто косвенно отношением предела текучести к пределу прочности σ_s/σ_b , значение которого обычно должно быть $\sim 0,7$ (0,65—0,75). Достаточно высокий предел прочности, т. е. малое отношение σ_s/σ_b , желательно для обеспечения надежности конструкции в случае, если напряжения превысят предел текучести. Помни

мо этого, предел прочности стали в известной степени характеризует и ее предел усталости. Обычно требуемое значение σ , доходит до 50, а в последнее время и до 60—65 кг/мм². При слишком высоком пределе прочности ухудшается способность стали к деформированию и ее обрабатываемость резанием.

Пластичность обычно характеризуют не относительным сужением, а относительным удлинением, значение которого при комнатной температуре стремятся иметь равным 18—20% на продольных образцах при толщине металла 6—20 мм. Кроме того, применяется испытание на холодный загиб, а в конкретных случаях и различные другие технологические пробы.

Характеристика вязкости часто определяется требованием, чтобы значение ударной вязкости при 20° на образцах с надрезом Менаже составляло 8 кгм/см² вдоль и 6 кгм/см² поперек прокатки. Что касается низких температур, то для стали этого типа они не только служат средством выявления склонности к хрупкому разрушению вообще, но и являются также непосредственными рабочими температурами. Обычно от низколегированной стали требуется, чтобы падение ее ударной вязкости при температуре —40° С составляло не более 50% от исходного значения, т. е. чтобы абсолютная величина ее была больше 3 кгм/см². Это приблизительно равноценно требованию, чтобы критическая температура хрупкости была не выше —30° С и во всяком случае —20° С.

Исследования последних лет показывают, что для стали, применяемой в сварных конструкциях, какой большей частью является сталь описываемого типа, более чувствителен метод статического испытания на изгиб образца с надрезом (стр. 220). При этом методе испытаний можно определять также критическую температуру хрупкости T_K , которая должна быть не выше —20° С. Для клепаных конструкций важно при этом иметь в виду, что наклеп сжатием повышает критическую температуру T_K . Так как в местах клепки создаются также условия, способствующие концентрации напряжений, то клепка должна уступать место сварке всюду, где можно говорить о выборе между этими двумя процессами.

Серьезное требование также заключается в том, что ударная вязкость не должна понижаться больше чем на ~40% при деформационном старении, т. е. после наклепа со степенью обжатия ~10% и последующего нагрева ~250° С.

Из требований, предъявляемых к стали в области механических свойств, отметим еще по возможности высокий предел усталости, значение которого при испытании гладких образцов на переменный изгиб должно быть не меньше, а желательно и больше 25—27 кг/мм².

Кроме определенных механических свойств, низколегированная сталь для сооружений и конструкций должна обладать повышенной коррозионной стойкостью, главным образом в атмосферных условиях, а из технологических свойств — хорошей свариваемостью и хорошей обрабатываемостью резанием. К технологическим требованиям относится также возможность выплавки стали в основных мартеновских печах обычным процессом или в основных конвертерах с продувкой кислородом¹. Наконец, вводимые в эти стали легирующие элементы не должны быть дорогими или дефицитными.

¹ Сталь для арматуры железобетонных конструкций выплавляется и в кислых конвертерах.

В зависимости от области применения одни свойства могут оказаться важнее других. Так, например, для судостроительной стали решающую роль играет свариваемость, которая должна быть хорошей даже в жестких условиях, в частности при низкой температуре и большой влажности воздуха, тогда как стойкость против атмосферной коррозии не имеет большого значения (а стойкость в морской воде и низколегированная сталь заведомо не может обеспечить) и должна быть только не ниже, чем у углеродистой стали. Для мостостроительной стали отношение σ_s/σ_b имеет меньшее значение, чем для судостроительной.

Во всех случаях получение комбинации указанных выше свойств является задачей сложной, которая, как правило, не может быть разрешена путем введения в сталь лишь одного легирующего элемента.

2. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

А. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

При рассмотрении роли легирующих элементов в улучшаемой стали было показано, что для достижения значительного упрочнения феррита в нормализованном и тем более в отожженном состоянии за счет растворения легирующих элементов необходимо вводить их в сравнительно большом количестве, не говоря уже о том, что и выплавка легированного феррита связана с трудностями. Поэтому легированный феррит может быть использован ограниченно — для некоторых специальных целей. В обычные же технические низколегированные стали для дополнительного повышения их прочности и упрощения выплавки вводится некоторое количество углерода, вследствие чего структура стали состоит из легированного феррита и перлита.

Для таких сталей делались попытки определять значения предела прочности и предела текучести в нормализованном состоянии расчетным путем по их химическому составу при помощи коэффициентов-множителей аналогично тому, как это делается при расчете прокаливающегося диаметра. Однако при пользовании коэффициентами-множителями неточность по разным причинам может быть весьма большой. Действительно, как было показано на легированном феррите, не только в закаленном и отпущенном, но и в нормализованном состоянии один и тот же элемент может оказывать различное влияние на прочность феррита в зависимости от природы и количества содержащихся в нем иных элементов. Кроме того, структура низколегированной стали повышенной прочности не всегда состоит из феррита и перлита. В ряде таких сталей даже при охлаждении на воздухе после прокатки или нормализации аустенит не успевает разложиться полностью в перлитной области, и часть его переохлаждается до более низких температур и разлагается в промежуточной, а иногда и в мартенситной области. Если же в стали появляются бейнитные структуры, а тем более мартенсит, то пользование коэффициентами-множителями совершенно недопустимо. Внесение постоянной поправки на бейнитные структуры весьма затруднено из-за того, что последние влияют по-разному на предел прочности и предел текучести, причем степень и направление этого влияния не одинаковы у сталей, легированных разными элементами.

Все же для приближенных расчетов, особенно при предварительных

опытах в процессе изыскания новых низколегированных сталей, при сопоставлении различно легированных сталей и т. п. можно пользоваться теми или иными коэффициентами. В качестве примера приводим предложенные советскими исследователями формулы [337] для ориентировочного расчета предела текучести и предела прочности стали, легированной наиболее распространенными элементами:

$$\sigma_s, \text{ кг/мм}^2 = 12,4 + 28C + 8,3Mn + 5,6Si + 5,5Cr + 4,5Ni + 8Cu + 36V + 77Ti + 55P + [3,0 - 0,2(h - 5)],$$

$$\sigma_b, \text{ кг/мм}^2 = 23,0 + 70C + 8Mn + 9,2Si + 7,4Cr + 3,4Ni + 5,7Cu + 32V + 54Ti + 46P + [2,1 - 0,14(h - 5)],$$

где символ каждого элемента означает содержание его в стали в весовых процентах, а h — толщину изделия в мм.

По данным авторов [337], приведенные формулы можно применять для листовых горячекатаных (температура конца прокатки должна обеспечивать рекристаллизацию) или нормализованных¹ двух-четырёхкомпонентных сталей при толщине 5—20 мм и содержании элементов (%), не превышающем приблизительно:

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	V	Ti	P
0,2	1,6	1,0	1,3	1,0	0,8	0,15	0,05	0,15

Экспериментальная проверка [см. 337] подтвердила возможность пользования этими формулами для ориентировочных расчетов даже при большей толщине листа (до 26—30 мм), но первый член должен быть несколько увеличен. Большой свободный член (14,5—16 для σ_s) при приблизительно таких же коэффициентах дается и в зарубежных работах [см. 971 и др.].

Из формул следует, что легирующие элементы не одинаково изменяют предел текучести и предел прочности стали, что в некоторой степени является результатом их различного воздействия на кинетическую кривую разложения аустенита и на соотношение между количеством перлита и бейнитных структур, получаемых при охлаждении на воздухе после нормализации или прокатки. Из рис. 231, на котором приведено влияние малых количеств некоторых легирующих элементов на предел текучести и прочности горячекатаной малоуглеродистой стали по данным разных авторов [298], видно, что одни элементы изменяют эти две характеристики по расходящимся линиям, уменьшая отношение σ_s/σ_b , а другие — по параллельным или слабо сходящимся линиям, увеличивая это отношение. Среди элементов первой группы особенно выделяется углерод, за ним следуют марганец, молибден, хром, кремний.

Резкое возрастание предела прочности под влиянием углерода, как и других элементов, до некоторого момента является достоинством, так как это ведет к увеличению коэффициента надежности и повышению предела усталости стали, но в дальнейшем рост σ_b становится недостатком, уменьшая коэффициент использования стали и ее способность к деформированию.

Это является одним из обстоятельств, ограничивающих возможность использования углерода в качестве элемента-упрочнителя в низколеги-

¹ Для сталей, содержащих ванадий, — только нормализованных.

рованной стали. Начиная с некоторого содержания это относится и к марганцу. Хотя к элементам этой группы принадлежат также хром, кремний и молибден, они

дают более выгодное соотношение между σ_s и σ_b . Еще более выгодные соотношения дают элементы второй группы, к которой среди приведенных на рис. 231 относятся медь, никель и фосфор.

Влияние легирующих элементов на пластичность и вязкость низколегированной стали по предложенной американским исследователем Митчеллом системе оценивается баллами. По этой системе цифра или балл указывает степень влияния элемента на данное свойство, а знак перед цифрой — направление этого влияния. Добавляемые к цифрам буквы указывают, при каких содержаниях данный элемент влияет наиболее сильно. Мы, однако, не приводим данных Митчелла о влиянии различных элементов, так как они во многих случаях не подтверждаются результатами более достоверных исследований. О влиянии элементов на ударную вязкость низколегированной стали и ее склонность к хрупкому разрушению вообще можно достаточно полно судить по их влиянию на эти же характеристики у легированного феррита (стр. 228, см. также [323, 531, 971]).

Предлагались также [см. 971] эмпирические

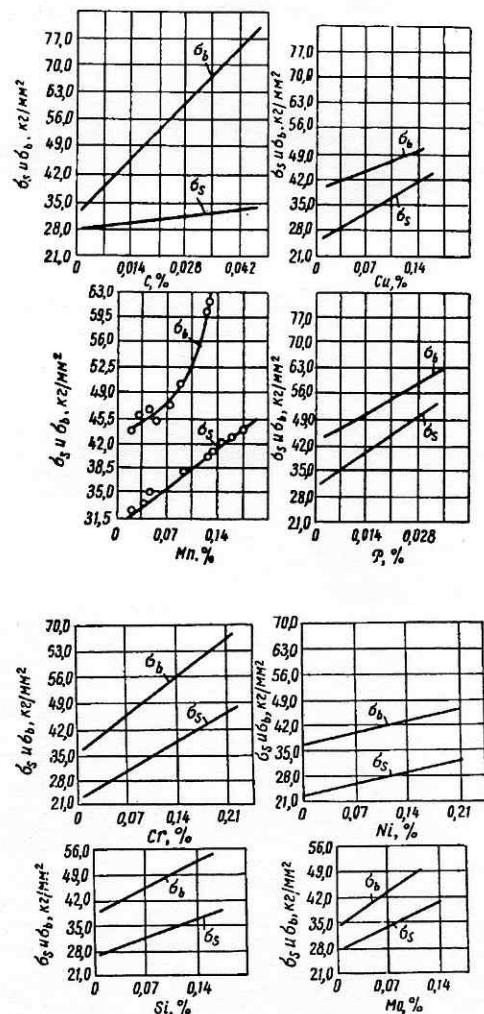


Рис. 231. Влияние малых количеств С, Cu, Mn, P, Cr, Ni, Si и Mo на пределы текучести и прочности горячекатаной стали

формулы для определения критической температуры хрупкости в зависимости от содержания некоторых элементов (С, Mn, Si, P, Ni), например: $T_K = 28 + 176 C - 62 Mn + 255 P - 133 Si - 5 \times (\text{номер зерна})$ при

$a_k = 2,6 \text{ кг/см}^2$ и $T_k = 20 + 158 C - 62 \text{ Мп} + 202 \text{ Р} - 96 \text{ Si} - 5 \times$ (номер зерна) при $a_k = 1,7 \text{ кг/см}^2$. Однако значение коэффициентов зависит и от типа образца, на котором определялась ударная вязкость. Особенно важны приведенные на рис. 135 данные, показывающие, что критическая температура хрупкости заметно повышается с увеличением толщины листа (масштабный фактор).

Из легирующих элементов следует сказать особо о фосфоре. Хотя фосфор является одной из наиболее вредных сопутствующих примесей в стали, возможность использования его в качестве легирующего элемента в малоуглеродистой стали с целью упрочнения ее была известна уже давно. Так, еще в 1875 г. до введения основного мартеновского передела с целью использования фосфористых чугунов выплавлялась [см. 301] для рельсов и других назначений сталь с 0,1—0,15% С и 0,2—0,33% Р, причем было установлено, что фосфор слабо уменьшает вязкость именно при таком малом содержании углерода. В новейшее время использованию фосфора в качестве легирующего элемента в малоуглеродистой низколегированной стали, главным образом в комбинации с другими элементами, посвящено большое количество работ. Данные табл. 50 [299] подтверждают, что при малом содержании углерода ударная вязкость даже при 0,5% Р, а удлинение и сужение при 0,3% Р остаются еще достаточно высокими, несмотря на то, что сталь легирована также и кремнием, усиливающим влияние фосфора на хрупкость.

ТАБЛИЦА 50

ВЛИЯНИЕ ФОСФОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ С 0,02% С И 0,8% Si.

Послековки отжиг в течение 1,5 ч при 750° С

Р %	σ_s кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	$\frac{\sigma_s}{\sigma_b}$	δ %	ψ %	a_k кг/см ²	Твердость HRB
0,025	21,2	35,3	0,60	30,9	70,0	>35,7*	55,8
0,05	27,2	40,7	0,67	25,5	58,0	>37,0*	63,1
0,10	—	—	—	—	—	18,3	70,0
0,20	33,7	48,6	0,70	29,3	68,0	20,6	72,2
0,30	37,7	52,0	0,73	28,8	59,0	16,2	76,0
0,50	49,6	62,5	0,79	13,8	31,0	24,0	83,8

* Образец не сломался.

Сказанное относится к ударной вязкости при комнатной температуре. В действительности необходимо, однако, считаться с тем, что фосфор — один из легирующих элементов, наиболее сильно повышающих критическую температуру хрупкости (см. выше формулы). Поэтому, легируя сталь фосфором, необходимо, помимо понижения содержания углерода, компенсировать или ослабить тем или иным способом, например алюминием или одновременным легированием стали хромом, вредное влияние его на критическую температуру хрупкости.

Значительно повышают прочность присадки некоторых элементов: ниобия, ванадия, циркония, титана, церия и др. [см. 294, 289, 304]. Наиболее эффективны ниобий, ванадий и цирконий (отдельно или совместно), которые уже успешно используются в низколегированных сталях (см. ниже, стр. 395). Влияние малых добавок ниобия показано

на рис. 232 по нашим исследованиям (совместно с Ю. Г. Сергеевым). Основная причина упрочняющего влияния ниобия — сильное измельчение зерна. Тем не менее, по данным [294], критическая температура хрупкости T_k при этом не понижается, а даже несколько повышается, что объясняется расположением фазы (карбидной) по границам зерен. На пластичность стали и ее склонность к хрупкому разрушению малая присадка ванадия по этим же данным влияет лучше ниобия. Однако при определенных условиях пластичность и вязкость при содержании ниобия, сильно повышающем прочность (до 0,08—0,1%), не понижаются, а затем понижаются очень слабо (рис. 232).

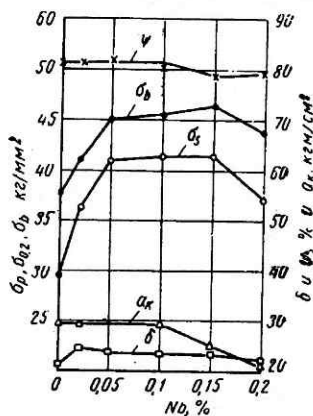


Рис. 232. Влияние малых добавок ниобия на механические свойства мягкой стали

Анализ большого экспериментального материала показывает, что качественное влияние данного легирующего элемента сохраняется и в том случае, когда он присутствует в комплексной низколегированной стали. Примером может служить влияние фосфора на отношение σ_s/σ_b у стали, легированной в то же время кремнием (табл. 50).

Вообще же из сказанного выше следует, что механические свойства низколегированной стали можно регулировать не только за счет легирующих элементов и их количества, но и путем варьирования условий охлаждения стали после прокатки или нормализации даже в пределах технологических возможностей. Наличие бейнитных структур при отсутствии участков мартенсита в сталях, легированных карбидообразующими элементами, приводит к повышению предела текучести и отношения предела текучести к пределу прочности.

Соответственно в таких сталях замедленное охлаждение или охлаждение с изотермической выдержкой в перлитной зоне несколько уменьшает предел текучести. В сталях, легированных элементами, не образующими карбидов, полное разложение аустенита в перлит повышает предел текучести и понижает предел прочности, следовательно, повышает отношение σ_s/σ_b .

Благоприятной структурой с точки зрения прочности (а также свариваемости, см. стр. 392) является нижний бейнит. Наибольший же эффект, как уже упоминалось в начале главы, дает закалка с отпуском (улучшение), хотя такая обработка, конечно, усложняет производство.

На величину σ_s и отношения σ_s/σ_b при данном составе существенно влияют и другие факторы. Так, измельчение зерна, наклеп и включения высокодисперсных частиц повышают отношение σ_s/σ_b , а рекристаллизующий отжиг, частично нормализация и укрупнение зерна, наоборот, уменьшают это отношение. Влияние величины зерна на отношение σ_s/σ_b иллюстрируется кривой рис. 233 [656], относящейся к стали с 0,1% С и 0,4% Мп. Наклеп может быть осуществлен путем окончания прокатки при температурах ниже 850—800°С, но способ этот ненадежный, так как последующий нагрев сварного соединения может частично или полностью снять наклеп.

Было также показано [295], что значительное повышение σ_s при

сохранении достаточной пластичности и вязкости дает наклеп растяжением на 1—1,5%, который может быть совмещен с процессом правки на правильно-растяжных машинах в прокатном цехе. При степени деформации больше 1,5% необходим высокий отпуск (при $\sim 600^\circ\text{C}$) для восстановления пластичности и вязкости стали и уменьшения ее старения.

В качестве высокодисперсных частиц пока используются в основном нитриды алюминия и ванадия, в будущем возможно — титана и циркония (см. стр. 396).

На вязкость стали при низких температурах существенно влияют методы раскисления стали, сильно сказывающиеся прежде всего на величине зерна. Положительное влияние раскисления алюминием на ударную вязкость стали хорошо известно. Наиболее сильное положительное действие раскисление алюминием вызывает в сталях, вязкость которых особенно чувствительна к понижению температуры, во многих случаях компенсируя вредное действие легирующих элементов. Но количество алюминия не должно быть слишком большим. Производственный опыт показывает, что это приводит в ряде случаев к повышенному содержанию в стали неметаллических включений и резкому увеличению брака слябов и листов [см. 725]. Оптимальное количество вводимого алюминия рекомендуется поэтому устанавливать для стали каждой марки. Большей частью можно исходить из содержания остаточного алюминия в количестве 0,02—0,03% [см. 648].

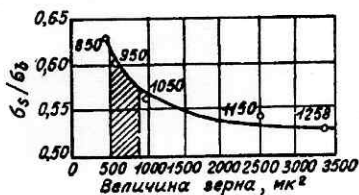


Рис. 233. Влияние величины зерна на отношение σ_s/σ_b у стали с 0,1% С и 0,4% Мп. Цифрами на кривых указана температура нагрева, °С

Б. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТОЙКОСТЬ ПРОТИВ АТМОСФЕРНОЙ КОРРОЗИИ

По современным представлениям [647] следует различать три вида атмосферной коррозии: сухую, влажную и мокрую, причем в этой последовательности возрастает скорость процесса. Коррозию первого вида, возникающую при эксплуатации металла в условиях чистого, сухого воздуха, можно рассматривать как химическую коррозию, обусловленную диффузией ионов металла через окисную пленку к поверхности и атомов или ионов кислорода в обратном направлении. Однако в отличие от газовой, т. е. высокотемпературной, сухая атмосферная коррозия протекает при комнатной или лишь несколько повышенной температуре. Вследствие этого процесс сравнительно быстро, например у железа при утолщении пленки до 15—24 Å, затухает. Предельная толщина пленки больше в воздухе, загрязненном примесями, главным образом сернистыми соединениями.

Влажной называют атмосферную коррозию, возникающую при образовании тончайшего слоя влаги на поверхности металла за счет капиллярной, адсорбционной или химической конденсации. Этот процесс происходит при относительной влажности воздуха меньше или даже значительно меньше 100%. Наконец, мокрая атмосферная корро-

зия возникает при относительной влажности воздуха 100%, при осадках и т. п. В практических условиях все три вида коррозии могут чередоваться, что усложняет явление.

Мокрая и влажная атмосферная коррозия представляет собой электрохимическую коррозию. Однако анализ особенностей атмосферной коррозии этих видов [647], обусловленных тем, что она протекает не при полном погружении металла в электролит, а под тонким слоем его, приводит к весьма важным выводам, а именно: 1) благодаря беспрепятственному доступу кислорода к корродирующей поверхности легко возникает анодная пассивность; 2) при влажной атмосферной коррозии заметную роль играет добавочная защита продуктами коррозии, хотя при нормальной электрохимической коррозии их защитное действие невелико; 3) вследствие большой вероятности возникновения анодной пассивности при атмосферной

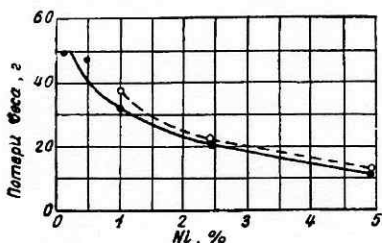


Рис. 234. Влияние никеля на стойкость стали против атмосферной коррозии при длительной выдержке. Образцы 10×15 см. Длительность коррозии 5 лет (пунктирная линия) и 3 года (сплошная линия)

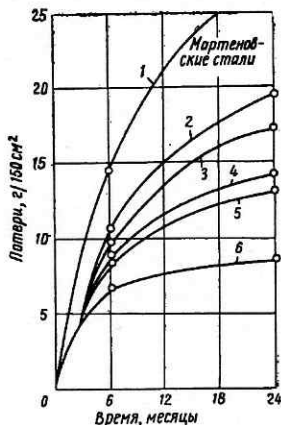


Рис. 235. Влияние меди — самостоятельного и совместно с другими легирующими элементами — на стойкость стали против атмосферной коррозии:

1 — 0,02% Cu; 2 — 0,07% Cu; 3 — 0,25% Cu; 4 — 1,0% Cu; 5 — 0,5% Cr, 0,8% Si; 6 — 1,0% Cr, 0,8% Si, 0,5% Cu, 0,15% P

коррозии катодные включения в сплаве, вопреки общепринятому представлению об их ускоряющей роли, должны чаще всего оказывать тормозящее влияние на процесс, так как катодный контакт может способствовать возникновению анодной пассивности (см. стр. 576).

По имеющимся статистическим данным [647], углеродистая сталь в индустриальной, сильно загрязненной атмосфере корродирует в 10—100 раз сильнее, чем в сухой континентальной атмосфере. В летнее время, несмотря на более высокую температуру, коррозионный процесс идет значительно медленней, чем осенью и даже зимой. Резкие колебания температуры в течение суток также ускоряют коррозию. Поэтому коррозионные испытания низколегированных сталей обычно ведутся не только в лабораторных условиях и на атмосферно-коррозионных станциях, организованных во всех странах в разных климатических районах, но и в непосредственных условиях службы соответствующих изделий. Тем не менее вследствие обилия влияющих факторов данные о влиянии легирующих элементов на стойкость низколегированной стали против атмосферной коррозии еще в значительной степени расходятся.

Большую роль играет также выбор нелегированного эталона, с которым сравнивается исследуемая сталь.

Прямое влияние элементов на повышение стойкости низкоуглеродистой стали против атмосферной коррозии сказывается, по-видимому, тогда, когда они вызывают пассивное состояние сплава, тормозящее протекание анодного процесса. Именно таково положительное влияние никеля, хрома, титана и др. Влияние никеля на стойкость против атмосферной коррозии при длительной выдержке показано на рис. 234 [303], из которого видно, что достаточно сильное повышение стойкости получается уже при введении до 1% Ni. Это особенно важно потому, что специальное введение никеля в низколегированные стали повышенной прочности экономически невыгодно даже в тех странах, где он не слишком дефицитен. Обычно в этих сталях содержится только около 0,5% Ni или до 1% Ni и вводится он в значительной части либо из природнолегированного чугуна, либо из легированных отходов.

Имеется предположение [647], что положительное влияние меди также объясняется возникновением анодной пассивности стали за счет катодного контакта с вторично выделившейся на поверхности медью. Кроме того, медь несомненно способствует получению на поверхности стали плотного защитного слоя продуктов коррозии. Во всяком случае общий эффект меди в уменьшении атмосферной коррозии малоуглеродистой стали весьма значителен, как можно видеть, в частности, из рис. 235 [303]. Влияние меди в этом направлении было замечено еще в первой половине девятнадцатого века, но затем было забыто и вновь обратило на себя внимание лишь в самом конце прошлого и начале двадцатого века после работ русского металлурга В. Н. Липина (1895 г). При новых исследованиях было установлено, что присутствие меди в количестве до 0,25% в мягкой бессемеровской стали способствует уменьшению ее коррозии при переменном погружении образцов в воду и высушивании их по нескольку раз в день.

С тех пор в СССР и разных других странах было проведено огромное количество исследований в естественных условиях над рядом изделий из медистой стали. Имеются, правда, сообщения, что в некоторых случаях, например, в атмосфере коксохимических заводов на участках, сильно загрязненных SO_2 , H_2S , NH_3 и др., медь на коррозионную стойкость не влияет [517], однако предыдущие исследования окончательно утвердили за медью репутацию основного элемента, повышающего стойкость низколегированной стали против атмосферной коррозии. Интересно указать, что выдающуюся стойкость старинных железных изделий против коррозии в атмосферных условиях часто также можно объяснить присутствием в них меди. Это относится и к знаменитому уральскому железу, обладавшему высокой стойкостью против атмосферной коррозии, хотя известную роль в этом играло и низкое содержание в нем серы. Недавно в ФРГ было опубликовано сообщение [663], подтверждающее положительное влияние даже очень малых количеств меди на коррозионную стойкость стали после многолетней службы в железнодорожном мосту, построенном в 1900 г. Наличие меди в стали способствовало также сохранению защитного действия краски.

Положительное влияние меди на стойкость стали против атмосферной коррозии сказывается и до некоторого содержания, превышающего предел ее растворимости в феррите при комнатной температуре. Однако другие элементы, не растворяющиеся в феррите, обычно отрица-

тельно влияют на коррозионную стойкость стали. К таким элементам относятся, в частности, углерод и сера. Это — второе обстоятельство, ограничивающее возможность использования углерода в качестве элемента-упрочнителя в низколегированных сталях¹. По той же причине положительное влияние карбидообразующих легирующих элементов должно быть тем сильнее, чем меньше в стали углерода, так как в этом случае большее количество этого элемента будет растворено в феррите. Так, например, хром в количестве около 1% и выше при среднем содержании в стали около 0,08% С сильно повышает ее стойкость против атмосферной коррозии, особенно в промышленном районе. При более же высоком содержании углерода влияние таких количеств хрома ослабевает.

Полезное влияние легирующего элемента может заключаться также в том, что он компенсирует вредное действие другого элемента или примеси. Так, например, медь, особенно в комбинации с фосфором, ослабляет вредное влияние серы на стойкость стали против атмосферной коррозии, причем количество меди для этой цели должно быть примерно в два раза больше количества серы.

Для низколегированной стали повышенной прочности особенно интересно то обстоятельство, что важнейшие положительно влияющие на коррозионную стойкость легирующие элементы, присутствуя в стали одновременно, обычно усиливают действие друг друга. Наиболее ярким примером может служить одновременное действие меди и фосфора, уже сравнительно давно замеченное на томасовокой стали. Из кривых рис. 235 [303] видно, что взаимно усиленное действие меди и фосфора при совместном их присутствии сохраняется и в сложнолегированной стали, содержащей в данном случае хром и кремний. Усиление влияния каждого элемента наблюдается также при одновременном легировании стали никелем и медью, никелем и хромом, никелем, медью и фосфором и др. Стали, легированные марганцем, кремнием и медью, более стойки, чем медистые, и в промышленной, и в морской атмосфере; легированные никелем, хромом и молибденом (0,25%) весьма стойки в морской атмосфере; легированные медью и хромом более стойки в промышленной атмосфере, чем в морской.

Из рис. 235 видно, что при введении в сталь легирующих элементов процесс коррозии во времени замедляется, стремясь к затуханию. При таком протекании процесса преимущество одной стали перед другой выявляется значительно лучше, если сравнивать их не по потере веса за определенное время, а по времени, в течение которого на каждой стали получится одинаковая потеря веса, так как именно эта величина характеризует срок службы изготовленных из данной стали изделий. Так, например, по потере веса в течение года сталь, легированная хромом, кремнием, медью и фосфором, в три раза лучше углеродистой, тогда как время, в течение которого потеря в весе составит $8 \text{ г}/150 \text{ см}^2$, у первой стали в 10—12 раз больше, чем у углеродистой (см. рис. 235).

По-видимому, применением указанных разных способов оценки коррозионной стойкости объясняются приводимые часто в иностранной литературе указания на то, что низколегированная сталь во много раз более стойка против атмосферной коррозии, чем углеродистая, тогда

¹ На обычной углеродистой стали наблюдалось даже [213] уменьшение скорости коррозии (кроме сельской местности) под влиянием углерода. Возможно, однако, что здесь сказалось действие элементов-примесей.

как по результатам испытаний, проведенных в Советском Союзе, в том числе длительных испытаний в условиях службы [213, 647, 649], стойкость против атмосферной коррозии у низколегированных сталей в общем в 1,5—2,0 раза, а чаще всего на 25—30% выше, чем у углеродистой строительной стали марки Ст. 3.

В. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СВАРИВАЕМОСТЬ

Сварка стали расплавлением, наиболее в настоящее время распространенная, сочетает в себе так много сложных процессов, зависящих и от самой стали, и от особенностей сварной конструкции, и от режима и условий сварки и др., что пока еще не существует даже единого определения свариваемости. Сварные конструкции из низколегированных строительных сталей в подавляющем большинстве случаев по техническим или экономическим соображениям нельзя подвергать последующей термической обработке. В этом случае под свариваемостью стали следует понимать возможность получения сварного соединения, по прочности не уступающего или мало уступающего основному металлу, минимальное изменение свойств основного металла в околошовной зоне, т. е. зоне термического воздействия сварного шва, и отсутствие трещин в шве и околошовной зоне.

Для оценки свариваемости стали в настоящее время разработаны методы всестороннего испытания сварного соединения, в том числе определения его склонности к хрупкому разрушению, считающегося теперь и у нас, и за рубежом обязательным [651]. В последние годы в качестве дополнительной характеристики прочности сварного соединения, в частности для стали, применяющейся в судостроении, значительное развитие получили лабораторные методы скоростных испытаний (в том числе испытание взрывной волной при контактном взрыве). Для оценки склонности металла шва к образованию горячих трещин также разработаны методы, заключающиеся в статическом или динамическом механическом воздействии на образец во время его сварки [652].

Из указанных выше критериев хорошей свариваемости стали получение сварного соединения, по прочности не уступающего или очень мало уступающего основному металлу, в настоящее время в основном достигается за счет «сварочных» приемов: подбора электродов, режима сварки и т. п. Таким образом, к важнейшим критериям свариваемости, на которые большое влияние оказывает состав и частично исходная структура стали, относятся изменение свойств основного металла в околошовной зоне и вероятность получения сварочных трещин.

Ухудшение свойств в околошовной зоне связано с двумя обстоятельствами: 1) с возможностью получения метастабильных структур в процессе охлаждения после сварки, а следовательно, с закаливаемостью и прокаливаемостью стали; 2) с укрупнением зерна в околошовной зоне при сварочном нагреве. В сварных соединениях значительной толщины скорость охлаждения в околошовной зоне или в отдельных ее местах может превзойти критическую скорость охлаждения для данной стали, вследствие чего в сварной зоне, особенно при однослойном шве, могут получаться мартенситные участки, что и в действительности отмечалось рядом исследователей. У сталей, в которых образуется больше мартенсита или он обладает большей твердостью,

при испытании сварного соединения загибом может наблюдаться крупное разрушение.

Опасность получения холодных трещин или остаточных напряжений в сварном соединении у одной и той же стали также зависит и от «сварочных» факторов и может быть в значительной степени предотвращена за счет их регулирования [например, 395]. Однако большую роль в возникновении холодных трещин и остаточных напряжений играют структурные превращения в стали в процессе охлаждения после оварки и температурные интервалы, в которых эти превращения протекают, что в свою очередь также в большой степени связано с прокаливаемостью стали. В частности, получение мартенситных участков в сварном соединении будет усиливать также остаточные напряжения и опасность получения трещин. Укрупнение зерна при сварочном нагреве будет влиять в том же направлении не только прямо, но и косвенно, за счет увеличения прокаливаемости стали. Таким образом, хотя ухудшение свойств околошовной зоны и образование холодных трещин определяются, вообще говоря, разными факторами, эти два явления чаще всего, в том числе и под влиянием легирования, сопутствуют друг другу.

Из сказанного вытекает закономерность, которой должно подчиняться влияние элементов на свариваемость стали. Действительно, так как нас должно интересовать изменение твердости и других механических свойств, связанное с возможностью получения мартенсита в зоне, подвергающейся нагреву до высокой температуры и последующему быстрому охлаждению, то роль содержащихся в стали легирующих элементов и углерода в свариваемости должна быть такая же, как и при закалке стали.

В случае полного растворения всех фаз и получения однородного аустенита, что имеет место при сварке вследствие очень высокой температуры нагрева, максимальная твердость, получаемая после закалки, или собственно закаливаемость должна зависеть в основном только от содержания в стали углерода, а наличие в ней легирующих элементов только облегчает достижение максимальной твердости. Результаты, полученные в ряде исследований, подтверждают, что и при сварке максимальная твердость стали определяется только содержанием в ней углерода. Углерод способствует также увеличению количества мартенсита, понижая критическую скорость охлаждения при закалке.

Отсюда следует, что углерод с точки зрения свариваемости — один из наиболее вредных элементов в стали. Это является третьим по счету, но первым по степени важности обстоятельством, ограничивающим возможность использования углерода в качестве элемента-упрочнителя в низколегированных сталях, не подвергающихся улучшению. В этих сталях с целью сохранения хорошей свариваемости содержание углерода составляет обычно 0,10—0,12—0,15% и не должно превышать 0,20%, если невозможно перед сваркой подогреть свариваемые элементы, а после сварки снять напряжения и улучшить пластические свойства за счет термической обработки.

Легирующие элементы, понижая критическую скорость охлаждения, способствуют получению мартенсита при сварке сравнительно тонкостенных конструкций, где скорость охлаждения меньше. Так, при максимальной встречающейся в практических условиях толщине сварных элементов из низколегированных сталей повышенной прочности

скорость охлаждения околошовной зоны составляет 30—50 град/сек, т. е. значительно меньше критической скорости охлаждения для углеродистой стали даже со значительным содержанием углерода. При наличии же в стали легирующих элементов скорость охлаждения в 30—50 град/сек может оказаться близкой, равной или даже больше критической.

Поэтому влияние данного легирующего элемента на свариваемость стали при прочих равных условиях должно быть тем сильнее, чем сильнее этот элемент увеличивает прокаливаемость стали. В соответствии со значениями коэффициентов-множителей для прокаливаемости, приведенными на стр. 175, наименьшее ухудшение свариваемости стали (присутствуя в ней каждый в отдельности) должны вызывать никель, медь, кремний, а наиболее сильно должны влиять в этом направлении марганец, хром, молибден, что в основном подтверждается опытом.

Аналогичные коэффициенты могут быть экспериментально установлены для определения количественного влияния легирующих элементов на свариваемость стали. Для этой цели в первом приближении может быть использован метод торцевой закалки, позволяющий найти зависимость между твердостью и скоростью охлаждения в широком диапазоне, если о свариваемости судить только по повышению твердости, а не по изменению механических свойств. Так, например, в наших исследованиях¹ метод торцевой закалки² был использован для изучения влияния кремния, марганца и хрома на свариваемость стали с двумя уровнями содержания углерода: 0,15—0,17% и 0,21—0,23%. Параллельно изучались также повышение твердости непосредственно в околошовной зоне и способность сталей восстанавливать в околошовной зоне свои пластические свойства. Влияние указанных элементов, а также углерода на повышение твердости в околошовной зоне иллюстрируется рис. 236, из которого видно, что наибольшая твердость получается в стали, легированной хромом, а наименьшая — в стали, легированной кремнием. Это подтвердилось также на образцах для торцевой закалки, т. е. при различных скоростях охлаждения, что свидетельствует о достаточной надежности этого метода.

Для относительной характеристики свариваемости сталей, легированных одновременно несколькими элементами и содержащих разное количество углерода, можно также пользоваться значением идеального критического диаметра, характеризующего прокаливаемость. Чем больше идеальный критический диаметр, тем хуже будет свариваемость данной стали при прочих равных условиях. Идеальный критический диаметр учитывает также влияние такого важного фактора, как величина зерна, будучи при прочих равных условиях тем больше, чем крупнее зерно.

Необходимо, однако, еще раз обратить внимание на то, что идеальный критический диаметр будет характеризовать только вероятность получения мартенсита и учитывать влияние легирующих элементов и углерода именно в этом направлении. Максимальное же значение твердости мартенсита определяется только углеродом. Таким образом, установление коэффициентов, позволяющих пересчитать

¹ Совместно с К. В. Петрань и Л. П. Копп.

² Был применен образец с выточкой (L-образец, см. стр. 170), пригодный для изучения прокаливаемости слабопрокаливающихся сталей.

легирующие элементы на так называемое «эквивалентное количество углерода» по их влиянию на свариваемость стали, как это пытаются делать некоторые иностранные исследователи, едва ли допустимо. Именно в этом и заключается одно из принципиальных отличий низколегированных сталей от углеродистой стали равной прочности: снижая до минимума содержание углерода и получая необходимую прочность за счет введения легирующих элементов, мы получаем сталь, обладающую хорошей свариваемостью.

В стали, которая перед сваркой была упрочнена за счет дисперсионного твердения, возможно понижение твердости в околошов-

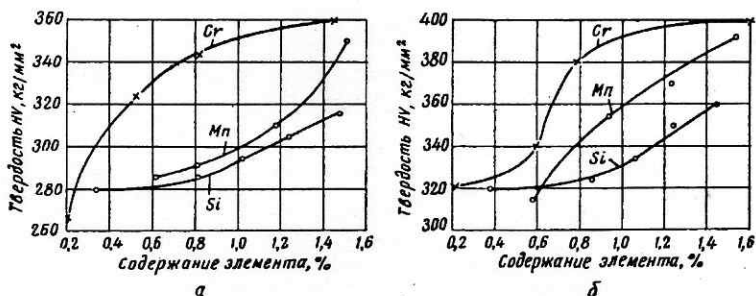


Рис. 236. Влияние кремния, марганца и хрома на повышение твердости околошовной зоны у стали с 0,15% С (а) и 0,22% (б).

ной зоне, вызванное коагуляцией дисперсной фазы при температурах, значительно превышающих температуру отпуска при упрочняющей обработке. По этой причине эффект дисперсионного твердения может быть использован для упрочнения стали, из которой изготавливаются сварные конструкции, только тогда, когда скорость коагуляции упрочняющей фазы мала, а конструкция позволяет производить сварку после нормализации, а упрочняющий отпуск — после сварки. При такой последовательности операций будут уменьшены также напряжения в шве и околошовной зоне.

Другим обстоятельством, с которым связано ухудшение свойств в околошовной зоне, является, как указывалось выше, укрупнение зерна. При сварке температура в околошовной зоне достигает до 1400°, вследствие чего зерно имеет возможность вырасти до размеров, значительно превосходящих размеры, найденные при определении балла зерна, хотя времени для роста зерна при сварке может оказаться мало. Известно, что и при поверхностном индукционном нагреве большая скорость нагрева ограничивает рост зерна, но все же оно укрупняется, что частично происходит, возможно, в процессе охлаждения. При сварке же условия еще более благоприятны для укрупнения зерна, так как здесь не только исходный нагрев выше, но вследствие этого и при охлаждении сварной шов и околошовная зона проходят через область более высоких температур, чем слой, нагретый для термической обработки.

Так как крупное зерно не только действует в том же направлении, что и легирующие элементы, увеличивая прокаливаемость, но и само по себе увеличивает склонность стали к хрупкому разрушению, то

влияние легирующего элемента на рост зерна аустенита должно иметь существенное значение для результатов сварки. Следовательно, такие элементы, как молибден, ванадий, титан, ниобий и др., препятствуя росту аустенитного зерна, должны с этой стороны положительно влиять на свариваемость стали. Аналогичное влияние должно оказывать раскисление стали алюминием или (и) титаном. Подобный характер влияния этих элементов наблюдается в подавляющем большинстве и в действительности.

Необходимо, однако, к этому заметить, что при температурах, до которых сталь нагревается в процессе сварки, и стойкие фазы уже перейдут в раствор, так что зерно должно было бы энергично расти даже в сталях, содержащих сильно карбидообразующие элементы или имеющих «мелкое зерно» благодаря раскислению алюминием. Повидимому, недостаток времени играет весьма важную положительную роль и потому, что карбиды или другие фазы, препятствующие росту зерна, не успевают полностью раствориться. Если продолжить кажущуюся нам уместной аналогию с индукционным электронагревом, то интересно привести здесь данные И. Н. Кидина, который экспериментально установил [246], что при индукционном нагреве в отличие от обычного более стойкие карбиды (в его опытах — карбиды вольфрама и молибдена) диссоциируют даже энергичней, чем некоторые менее стойкие (в его опытах — карбиды хрома), но с ускорением нагрева температура полного растворения карбидов повышается.

Влияние легирующих элементов на остаточные напряжения и опасность получения холодных трещин в сварном соединении не ограничиваются только их влиянием на прокаливаемость стали и рост зерна. В частности, понижение легирующими элементами мартенситной точки немало способствует усилению напряжений и получению трещин. А так как мартенситную точку наиболее сильно понижает углерод, то и по этой причине необходимо, чтобы в свариваемой стали его содержание было наименьшее.

При малой продолжительности сварочного нагрева и скорость растворения карбидов сказывается уже в такой степени, что исходная структура стали в смысле дисперсности карбидов заметно влияет на положение мартенситной точки. Если в исходной структуре карбиды высокодисперсны, они полнее растворяются при сварочном нагреве. Полученный вследствие этого более концентрированный аустенит превращается в мартенсит (в зонах с достаточно высокой скоростью охлаждения) при более низкой температуре, и опасность образования трещин возрастает.

Если в околошовной зоне при охлаждении получают немартенситные продукты разложения аустенита, то обычно считается, что чем при более высокой подкритической температуре они образуются, тем меньше будут возникающие при этом напряжения и опасность получения трещин. Следовательно, наиболее благоприятным должно быть превращение аустенита в перлитной области. Однако позднее было показано [662], что и при превращении аустенита в промежуточной области сварочные напряжения и опасность получения трещин уменьшаются, так как предел текучести при этих температурах уже низок, и напряжения, обусловленные объемными изменениями, релаксируют. Кроме того, объемные изменения при промежуточном превращении меньше и развиваются медленнее, чем при мартенситном. Поэтому

стали, у которых при быстром охлаждении в околошовной зоне происходит промежуточное превращение аустенита, особенно если получаемая при этом структура представляет собой нижний бейнит, являются хорошо сваривающимися.

Понижение мартенситной точки, как и понижение температуры немартенситного разложения аустенита, в свою очередь усиливает также вредное влияние водорода, попадающего в околошовную зону из наплавленного металла. Механизм образования трещин под влиянием водорода здесь, очевидно, такой же, как и при образовании флокенов. Поэтому в соответствии с тем, что было сказано в главе о флокенах, водород будет удаляться из околошовной зоны сварного соединения тем легче, а опасность образования трещин и в этом случае будет тем меньше, чем выше температура превращения $\gamma \rightarrow \alpha$.

Содержащиеся в стали элементы оказывают также значительное влияние на опасность получения горячих трещин в сварном соединении. По исследованиям Н. Н. Прохорова [652], «технологическая прочность» наплавленного металла уменьшается с повышением содержания в основном металле углерода, серы, кислорода, кремния, меди, никеля. У сталей же, легированных марганцем, хромом и молибденом, наблюдается более высокая технологическая прочность наплавленного металла. Наиболее отрицательно влияет никель, вследствие чего, по мнению Н. Н. Прохорова, стали, легированные одним только никелем, нельзя рекомендовать для сварных конструкций. Вредное влияние углерода, серы, меди и никеля на технологическую прочность наплавленного металла можно компенсировать легированием последнего (через покрытие) хромом, марганцем и ванадием.

Таким образом, для низколегированной строительной стали, которая должна обладать одновременно различными свойствами — прочностью, коррозионной стойкостью, свариваемостью и др., — выбор легирующих элементов (и их количества) сравнительно ограничен. Еще более сужают возможности легирования упомянутые выше требования технологического и особенно экономического характера.

3. ОСНОВНЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ОБЛАСТИ РАЗРАБОТКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

Основная тенденция в области легирования строительной стали заключается во введении в нее небольших количеств нескольких или многих элементов. Такая система легирования облегчает также в ряде случаев использование легирующих элементов из отходов и из природнолегированных чугунов.

Однако при требуемом значении предела текучести до 36 кг/мм^2 в ряде стран, в том числе и Советском Союзе, до сих пор наряду с комплексно легированными применяются также низколегированные марганцовистые стали. Эти стали в судостроении заменили вначале в России, затем в США, Англии и др. слишком дорогие никелевые стали для сильно напряженных конструкций, несмотря на то, что они обладают известными недостатками. В ФРГ марганцовистая сталь, содержащая в среднем $0,18\% \text{ C}$, $1,2$ (и до $1,5\%$) Mn и для повышения коррозионной стойкости до $0,25\% \text{ Cu}$ (St 52-3), является основной маркой низколегированной стали. В зависимости от толщины листа гарантируемый предел текучести этой стали составляет $33\text{—}35 \text{ кг/мм}^2$.

В качестве средства повышения ее предела текучести по крайней мере до 36 кг/мм^2 и отношения σ_s/σ_b до $> 0,65$ получил применение способ, заключающийся в использовании субмикроскопических выделений нитридов алюминия с критическим размером частиц [656]. Одновременно уменьшается также склонность стали к старению. Повышение предела текучести обуславливается при этом не только измельчением зерна, но и непосредственным действием частиц самих нитридов.

Еще более значительное повышение предела текучести — до $\sim 39\text{—}40 \text{ кг/мм}^2$, по-видимому, частично также за счет выделения нитридов — у марганцовистой стали без дополнительного ее легирования достигается за счет введения в ванну около 2 кг/т (Al + Ti) при правильном ведении процесса плавки [656]. Сталь обладает при этом достаточной пластичностью, хорошей свариваемостью и малой склонностью к хрупкому разрушению. В Советском Союзе введение в ванну Al + Ti при выплавке низколегированной стали используется давно.

Применявшиеся до недавнего времени в Советском Союзе марганцовистые стали марок 20Г и 30Г, содержащие 1,30—1,65% Mn, обладают пониженной (20Г) или плохой (30Г) свариваемостью. Интересно, однако, заметить, что сталь с повышенным содержанием марганца и углерода (по составу близкая к прежней марке МС), содержащая $\leq 0,23\%$ С, 1,3—1,8% Mn, 0,1—0,35% Si, $\leq 0,05\%$ S, $\leq 0,6\%$ Cu (хром может заменять марганец до 0,8% максимум, допускается остаточный никель до 0,5%), является в Англии основной низколегированной сталью. Для проката толщиной до 10 мм она обеспечивает предел текучести 36 кг/мм^2 при удлинении 1,4%, от 10 до 12,5 мм — 36 кг/мм^2 при удлинении 18%, от 12,5 до 25 мм — 33 кг/мм^2 и 18%, а для толщины больше 25 мм — только 30 кг/мм^2 и 18%. Свариваемость же этой стали, по английским данным [660], сильно облегчилась после введения низководородистых электродов.

В настоящее время в Советском Союзе введены в стандарт (ГОСТ 5058—57) марганцовистые стали, имеющие либо при повышенном содержании марганца пониженное содержание углерода (стали 09Г2 и 14Г2), либо при повышенном содержании углерода пониженное содержание марганца (стали 19Г и 24Г), либо пониженное содержание обоих элементов (сталь 14Г). Поэтому они обладают значительно лучшей свариваемостью, чем применявшиеся ранее марганцовистые стали.

Из разработанных в Советском Союзе сложнолегированных сталей первой была хромомарганцевомедистая сталь ДС. Роль меди в качестве упрочняющей фазы при дисперсионном твердении в ней в основном не используется, а используется влияние меди на коррозионную стойкость и упрочняющее действие ее в качестве элемента, содержащегося в пересыщенном твердом растворе в феррите. Скорость выделения меди из твердого раствора в α -железе настолько мала, что она удерживается в растворе и в катаной, и в нормализованной стали, т. е. в тех состояниях, в которых сталь обычно применяется.

Разработанные позднее сталь НЛ2 и отличающаяся от нее только меньшим содержанием углерода сталь НЛ1 [649 и др.] представляют собой хромоникельмедистые стали, в которых медь также используется не как упрочняющая фаза при дисперсионном твердении, а только как элемент, повышающий коррозионную стойкость и дополнительно прочность стали. При выплавке обеих сталей может быть использовано значительное количество (около 30%) природнолегированных чугунов, в

частности Орско-Халиловского месторождения, и хромоникелевых отходов. Наличие в этих сталях никеля, помимо его общего влияния на свойства стали, нейтрализует также вредное влияние меди на состояние поверхности проката (меделомкость).

Значительное улучшение свойств стали НЛ2 почти во всех направлениях достигается путем дополнительного введения в нее титана¹ в количестве 0,02—0,04%, особенно если одновременно увеличивать и количество добавляемого в сталь алюминия до 0,8—1,0 кг/т. По свариваемости сталь НЛ2 с титаном также превосходит сталь НЛ2. В новом стандарте сталь НЛ2 заменена близкой по составу сталью СХЛ1, обладающей лучшей свариваемостью.

В Советском Союзе были разработаны также различные другие сложнелегированные стали, в настоящее время включенные в новый стандарт (см. ГОСТ 5058—57). По примеру того, как это было сделано за рубежом в послевоенное время и особенно в последние годы, гарантируемые значения механических свойств дифференцируются в зависимости от толщины проката.

Отмеченное выше значительное повышение стойкости стали против атмосферной коррозии при одновременном содержании в ней фосфора и меди стимулировало разработку сталей, легированных обоими этими элементами, таких, например, как 10ХНДП. Эта сталь также может выплавляться с добавлением в шихту природнолегированных чугунов или хромоникелевых отходов. Как было указано выше, фосфор вызывает и значительное упрочнение стали, которое при низком содержании углерода практически не сопровождается падением ее пластичности. Именно этим обуславливается необходимость понижения содержания углерода в стали 10ХНДП по сравнению со сталью НЛ2. В то же время благодаря низкому содержанию углерода она хорошо сваривается.

Однако фосфор значительно повышает критическую температуру хрупкости, что сказывается на значении ударной вязкости уже при комнатной температуре, но особенно сильно при температурах ниже нуля, несмотря на то, что влияние фосфора в этом направлении несколько компенсируется частично низким содержанием углерода, частично содержащимся в стали хромом. Фосфористая сталь обладает также большей чувствительностью к старению. Оба эти серьезных недостатка фосфористой стали, тесно связанных между собой, могут быть устранены или по крайней мере резко ослаблены за счет дополнительного легирования ее некоторым количеством алюминия. Даже раскисление алюминием, при котором в сталь вводится 0,06—0,10% Al, уменьшая склонность зерна к росту, понижает чувствительность стали к старению и критическую температуру хрупкости. Однако гораздо более надежный эффект достигается при легировании стали алюминием в количестве 0,25—0,5%*.

Стали, легированные фосфором и значительным количеством алюминия, разработаны и применяются также в других странах. В качест-

¹ По сообщению Г. В. Квятковской (Сталь, № 12, 1962, стр. 1121), повышение количества вводимого титана до 3 кг/т приводит к заметному понижению пластичности (при повышенной прочности).

* На лабораторных плавках хромомедьфосфористой стали М. С. Михалев и М. И. Гольдштейн (Бюллетень научно-технической информации, № 3, Уральский НИИЧМ. Металлургияиздат, 1957, стр. 76) нашли, что оптимальное содержание Al (остаточное в металле) равно 0,1%.

ве примера можно указать на стали, получившие применение в США под названием Кортен и Майари [см. 649]. Первая содержит $\leq 0,12\%$ С, $0,2-0,5\%$ Мп, $0,25-0,75\%$ Si, $0,5-1,25\%$ Cr, $0,25-0,55\%$ Cu, $0,07-0,15\%$ P и $0,35\%$ Al. Состав второй: $\leq 0,12\%$ С, $0,5-1,0\%$ Мп, $0,2-0,3\%$ Si, $0,4-1,0\%$ Cr, $0,25-0,75\%$ Ni, $0,5-0,7\%$ Cu, $0,08-0,12\%$ P и $0,4\%$ Al. Сталь типа Майари также выплавляется с применением природнолегированных чугунов и легированного лома. Сталь типа Кортен производится несколькими фирмами и в Англии, главным образом из-за большего, чем у марганцовистой, отношения σ_s/σ_b и более высокой коррозионной стойкости, что особенно важно для тонких сечений.

Отмеченная на стр. 381 тенденция использования малых присадок ванадия, титана, ниобия и циркония в СССР в последнее время реализована в нескольких новых марках низколегированной стали. Одна из них — 15ГФ, содержащая $0,11-0,17\%$ С, $0,9-1,2\%$ Мп и $0,04-0,09\%$ V, рекомендуется для применения в вагоностроении [304]. В горячекатаном состоянии (при пониженной температуре конца прокатки и содержании ванадия на верхнем пределе) эта сталь имеет предел текучести больше 35 кг/мм^2 . Она значительно дешевле и технологичнее стали СХЛ-1. Новыми сталями с добавкой титана являются (кроме раскисляемых титаном) 15ГДЮТ, содержащая $0,15\%$ С, $1,5\%$ Мп, $0,4\%$ Cu, $0,12\%$ Ti, $0,08\%$ Al, и такая же сталь без меди 15ГЮТ [см. 356]. У второй значение предела текучести после нормализации составляет около 38 кг/мм^2 (опробована на рамах грузовых автомобилей), у первой — несколько выше (близок к сталям МС-1 и СХЛ-4). Присадка $0,04-0,08\%$ Nb реализована [см. 356] в новых сталях 15ХБ ($0,12-0,18\%$ С, $0,5-0,8\%$ Мп, $0,4-0,7\%$ Cr) с пределом текучести 35 кг/мм^2 ; 12ХГ2Б (до $0,12\%$ С, $1,2-1,5\%$ Мп, $0,4-0,7\%$ Cr) с пределом текучести 40 кг/мм^2 и пределом прочности 60 кг/мм^2 ; 12Г2Б ($\leq 0,12\%$ С, $1,2-1,5\%$ Мп, $\leq 0,3\%$ Cr) и 15Г2Б (такая же, но с $0,12-0,18\%$ С) с пределом текучести 40 кг/мм^2 при пределе прочности 55 кг/мм^2 . Присадка ванадия ($0,04-0,08\%$), титана ($0,06-0,12\%$) и циркония ($0,07-0,14\%$) реализована также в сталях 20ХГ2Ф, 20ХГ2Т и 20ХГ2Ц [см. 634], предназначенных для армирования предварительно напряженного железобетона и имеющих $\sigma_s \leq 60 \text{ кг/мм}^2$.

Разработка низколегированной стали с пределом текучести больше и особенно значительно больше 40 кг/мм^2 , удовлетворяющей одновременно всем прочим требованиям, остается еще развивающейся проблемой. Пути легирования такой стали известным образом зависят от ее назначения, а следовательно, от того, какие из предъявляемых к ней требований преобладают. Для судостроительной стали основные затруднения возникают в предотвращении трещин при сварке переборок, где возникают очень большие напряжения. Поэтому в судостроительной стали желательно иметь не выше $0,12-0,15\%$ С. Однако, хотя при таком содержании углерода сталь относится обычно к классу хорошо сваривающихся, это еще не гарантирует отсутствия трещин при сварке сильно напряженных узлов, так как последнее зависит и от комбинации легирующих элементов, обуславливающей протекание превращений в стали при охлаждении ее с высоких температур. Приблизительно такого типа сталями являются разработанные в Советском Союзе 10ХГСНД, 10ХСНД и 14ГНД, содержащие при малом количестве углерода повышенное количество кремния, марганца, хрома, никеля и меди.

Несколько проще разрешается проблема создания стали с пределом текучести больше 40 кг/мм^2 и пределом прочности больше 60 кг/мм^2

для промышленных сооружений, мостов, вагоностроения и т. п., где конструкция сварных узлов, как правило, менее сложная. В этом случае одним из основных средств достижения таких свойств является повышение содержания углерода при данном суммарном содержании легирующих элементов до количества, допускаемого свариваемостью, а именно до $\sim 0,2\%$ [например, 323]. Что касается легирующих элементов, то достаточно удовлетворительных результатов можно ждать при введении в сталь в определенных сочетаниях меди, марганца, хрома, ванадия, титана и никеля.

За рубежом намечались два основных пути создания хорошо сваривающихся сталей с высоким пределом текучести. Первый путь, разрабатываемый в основном в ФРГ, заключается в использовании субмикроскопических выделений некоторых фаз, в частности нитридов. В развитие приведенного на стр. 393 способа использования нитридов алюминия там было показано [см. 650], что, если повысить содержание азота в томасовской стали (состава St 52-3) до предельно допустимого (с точки зрения разливки) и полностью связать его алюминием в нитридах, можно получить $\sigma_s = 44-50 \text{ кг/мм}^2$ при $\sigma_b = 60-67 \text{ кг/мм}^2$ и высоких значениях пластичности и вязкости. Но для того, чтобы нитриды выделялись в требуемой степени дисперсности, при прокатке должны быть соблюдены определенные температурные условия, которые трудно выдерживать, особенно у толстых листов и профилей.

В свободной от этого недостатка стали с $\sigma_s > 45 \text{ кг/мм}^2$ при 20°C и $> 35 \text{ кг/мм}^2$ при 350°C (при малой склонности к хрупкому разрушению) используются высокодисперсные нитриды ванадия [308]. Сталь выплавляется в мартеновских печах и содержит в среднем $0,18\%$ С, $1,5\%$ Мп, $0,45\%$ Si, $0,15\%$ (до $0,27\%$) V и до $0,025\%$ N (вводится из азотированного ферромарганца). Указанные свойства сталь приобретает после отжига с разложением аустенита в перлитной области. Особенность нитридов ванадия (роль азота) заключается в том, что, повышая предел текучести \sim на 5 кг/мм^2 по сравнению со сталью, легированной только ванадием, они не понижают пластичности стали и не увеличивают ее склонности к хрупкому разрушению. Близкие свойства были получены при легировании титаном (сталь ВН46К).

Была предложена также сталь, у которой $\sigma_s > 45 \text{ кг/мм}^2$ при $\sigma_b = 55-68 \text{ кг/мм}^2$ (большее σ_s/σ_b) достигается за счет высокодисперсных выделений меди [см. 308, дискуссия]. Она содержит до $0,18\%$ С, до 1% Мп, $0,8-1\%$ Ni, $0,8-1\%$ Cu и $0,15\%$ V (ее состав близок к нашей 14ГНД без ванадия). Экономически, однако, эта сталь менее выгодна из-за содержания в ней никеля.

Второй путь заключается в легировании стали значительным количеством молибдена, что позволяет добиться хорошей свариваемости за счет получения в ее структуре продуктов промежуточного превращения аустенита (см. стр. 392). Но с экономической стороны легирование молибденом ограничивает возможные области использования таких сталей. В качестве иллюстрации приведем несколько примеров, относящихся к разным странам.

В США применяется сталь, содержащая до $0,12\%$ С, $0,5-1,0\%$ Мп, $0,5-1,5\%$ Cu, $0,5-1,0\%$ Ni и до $0,20\%$ Mo. В этой стали используется также эффект дисперсионного твердения за счет меди, причем наличие в ней никеля уменьшает хрупкость, обусловленную дисперсионным твердением, и одновременно улучшает поверхность проката. Поэтому в ней можно получить после отпуска при $\sim 600^\circ \text{C}$ предел текучести больше

42 кг/мм² при высокой пластичности и вязкости. Если, следовательно, по технологическим условиям отпуск после сварки возможен, то такая сталь может обеспечить и вполне удовлетворительную свариваемость, хотя в английских довоенных исследованиях было установлено, что она обладает повышенной склонностью к горячим сварным трещинам.

В Англии в послевоенное время в промышленных условиях производятся две стали повышенной прочности: одна из них (обозначается Dicol W25) содержит 0,16—0,20% С, 1,3—1,5% Мп, 0,3—0,5% Ni, 0,15—0,30% Cr и 0,24—0,30% Mo. В отпущенном после прокатки состоянии она имеет при толщине до 18 мм $\sigma_{0,5} > 42$ кг/мм², а до 37 мм $\sigma_{0,5} > 40$ кг/мм². Вторая промышленная сталь (обозначается Dicol W30) содержит $\leq 0,18\%$ С, 1,4% Мп, 0,5% Ni, 0,8% Cr, 0,5% Cu, 0,25% Mo и 0,1% V. При толщине листа до 25 мм она имеет $\sigma_{0,5} > 47$ кг/мм². Для ее сварки предусматриваются низководородистые электроды.

Там же разработана [см.660] сталь, названная Fortiweld (т. е. очень хорошо сваривающаяся) и содержащая в среднем 0,1% С, 0,6% Мп, 0,5% Mo и 0,003% В. В катаном состоянии она имеет $\sigma_s = 46$ кг/мм² и $\sigma_b = 58$ кг/мм², а после нормализации с 900° С у нее $\sigma_s > 50$ кг/мм² и $\sigma_b > 60$ кг/мм². Для снижения температуры промежуточного превращения до 300° С было рекомендовано дополнительно легировать эту сталь хромом и марганцем. Несмотря на очень высокое содержание в этой стали молибдена, за рубежом считают, что ее применение может быть оправдано в ряде случаев, например для мостов, монтируемых в военно-полевых условиях, для сильно нагруженных заклепок, где важна малая закаливаемость на воздухе нагреваемого конца, для некоторых листовых авиационных деталей, железнодорожных грузовых вагонов, специальных грузовых автомобилей, в химической промышленности и т. п.

В ФРГ также была предложена [662] легированная молибденом сталь с $\sigma_s > 45$ кг/мм² состава: 0,15% С, 1% Мп, 1% Cu, 1% Ni, 0,4% Cr и 0,35% Mo. В этой стали в очень широком интервале скоростей охлаждения — от медленного охлаждения на воздухе толстых листов до быстрого охлаждения в околослойной зоне — аустенит превращается в промежуточной области, что позволяет получить одинаково высокие свойства в сварном соединении и основном металле.

Во Франции¹ низколегированные стали, имеющие $\sigma_s \leq 50$ кг/мм² (Soudotenaх марок 37, 41, 44, 52, 56, 66), содержат 0,13—0,20% С, 0,4—1,4% Мп, до 0,25% Cr, до 1% Ni, до 0,5% Mo и до 0,08% V.

В заключение следует отметить развивающуюся в последнее время тенденцию все более широко использовать термическую обработку, особенно для толстых листов строительной и хорошо сваривающейся судостроительной стали. У низколегированной стали закалка с высоким отпуском позволяет получить $\sigma_s > 60$ кг/мм² без ущерба для свариваемости и при уменьшении склонности к хрупкому разрушению и чувствительности к надрезу. У углеродистой стали типа Ст.3кп в толстых листах закалка (термическое упрочнение) позволяет получить $\sigma_s > 30$ кг/мм² и $\sigma_b > 45$ кг/мм² при высокой пластичности и вязкости [см. 243, 657] и в ряде случаев заменить спокойную или низколегированную сталь термически обработанной кипящей. Закалкой и высоким отпуском можно также повысить свойства углеродистой арматурной стали марки Ст.5 до их значений у легированной.

¹ См. Ch. Scailteur. Alliance industr., октябрь, 1962, стр. 253.

ОСНОВНЫЕ ДАТЫ ЖИЗНИ И НАУЧНО-ПЕДАГОГИЧЕСКОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ В.С. МЕСЬКИНА

Родился 25 апреля 1904 года.

1927 – окончил Технологический институт имени Ленинградского совета по механическому факультету.

1925 – организовал первую в Советском Союзе лабораторию сплавов с особыми физическими свойствами в Горно-Металлургической лаборатории ВСНХ .

1925-1948 – начальник лаборатории, Главный металлург Всесоюзного института металлов.

1929-1930 – научная командировка в Германию и Австрию; работал в Физико-Техническом институте в Берлине.

с 1930 – Член Германского металлургического общества “Verein deutscher Eisenhüttenleute” и Английского института железа и стали “Iron and Steel Institute”.

1930-1938 – ассистент, доцент, профессор кафедры металловедения и термической обработки металлов Ленинградского машиностроительного института.

1931 – регистрация изобретения немагнитного чугуна “как имеющее особо ценное значение для народного хозяйства Советского Союза и отнесенное к группе особо-важных изобретений”.

1934 – присвоение ученого звания профессора по кафедре “Термическая обработка металлов”.

1936 – присвоение ученой степени доктора технических наук без публичной защиты диссертации.

1938-1941 – профессор, заведующий кафедрой металловедения Ленинградского института точной механики и оптики.

1940-1941 – Председатель комиссии по дефектоскопии при Научно-техническом совете Народного комиссариата путей сообщения СССР.

1942 – награждение орденом Красной Звезды за достижения в области материалов для производства вооружения.

1943 – присуждение Сталинской премии (Государственной премии СССР) за разработку и внедрение в промышленность вооружения малолегированных марок стали, в том числе для танковой брони.

1944 – награждение орденом Трудового Красного Знамени за выдающиеся достижения в области военной металлургии.

1945-1965 – профессор, заведующий кафедрой материаловедения и химии Ленинградского института авиационного приборостроения.

1946-1951 – профессор, заведующий кафедрой металловедения Ленинградского Военно-механического института.

1961 – награждение орденом Трудового Красного Знамени за большие заслуги в подготовке специалистов и развитии науки.

1964-1965 – Председатель комиссии по приборостроительным материалам секции технологии приборостроения Научно-технического совета Госкомитета по приборостроению, средствам автоматизации и системам управления при Госплане СССР.

Умер 13 июля 1965 года.

ОСНОВНЫЕ НАУЧНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ В.С. МЕСЬКИНА

Die ferromagnetischen legierungen, Springer, Berlin, 1932. – 418 с.

Промышленные магнитные сплавы. Л., 1932. – 294 с.

Производство трансформаторной стали. Л., 1932. – 91 с.

Электротехнические чугуны. Л., 1935. – 220 с.

Ферромагнитные сплавы. М.-Л., 1937. – 791 с.

Основы легирования стали. М., 1959. – 688 с.

Основы легирования стали. Издание второе, переработанное и дополненное. М., 1964. – 684 с.

Вениамин Семенович Меськин
ОСНОВЫ ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ

Сокращенное репринтное воспроизведение
издания 1964 года

Компьютерная верстка, дизайн
Дизайн обложки серии
Автор проекта серии

ИВА-Design
В.А. Петров
М.И. Потеев

Подписано в печать 17.02.02. Формат А5. Бумага офсетная.
Отпечатано на ризографе. Тираж 120 экз. Заказ № 88.

Санкт-Петербургский государственный
институт точной механики и оптики
(технический университет)

Лицензия ИД №00408 от 05.11.99
197101, СПб, ул. Саблинская, 14

Издательство "ИВА"

Лицензия ИД №00705 от 17.01.2000
197348, СПб, ул. Аэродромная, 4