

МИНИСТЕРСТВО АВИАЦИОННОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ СССР
Отраслевая библиотека
«ТЕХНИЧЕСКИЙ ПРОГРЕСС И ПОВЫШЕНИЕ КВАЛИФИКАЦИИ»

С. Т. КИШКИН, Г. Б. СТРОГАНОВ,
А. В. ЛОГУНОВ

ЛИТЕЙНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЯ



МОСКВА
«МАШИНОСТРОЕНИЕ»
1987

Печатается по решению Редакционной коллегии отраслевой библиотеки
«Технический прогресс и повышение квалификации»
Министерства авиационной промышленности СССР

УДК 669.018.28(028)

Редакционная коллегия

Отраслевой библиотеки «Технический прогресс и повышение квалификации»
Министерства авиационной промышленности СССР:

А. С. Сысцов (председатель) *А. И. Горелов* (зам. председателя); канд. техн. наук *В. Г. Кравченко* (главный редактор); *Г. К. Альбов*; д-р эконом. наук *И. Ф. Байдюк*; д-р техн. наук *А. М. Батков*; член-корр. АН СССР *П. Н. Белянин*; *И. М. Буров*; академик *Г. С. Бюшгенс*; д-р техн. наук *А. С. Исаев*; канд. техн. наук *Ю. И. Козырев*; д-р техн. наук *Д. А. Огородников*; канд. техн. наук *М. П. Симонов*; д-р техн. наук *Б. Н. Соколов*; *В. Д. Талалаев*; академик *Е. А. Федосеев*; д-р техн. наук *Р. Е. Шалин*.

Кишкин С. Т., Строганов Г. Б., Логунов А. В.
Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе. М..
Машиностроение, 1987. — 116 с.

В книге дан обзор свойств и фазового состава современных отечественных и зарубежных литейных жаропрочных никелевых сплавов.

Книга предназначена для научных работников, а также специалистов КБ и заводов, занимающихся разработкой и применением жаропрочных сплавов.

Табл. 24, ил. 15, список лит. 164 наз.

ПРЕДИСЛОВИЕ

В настоящее время литейные жаропрочные сплавы являются объектом интенсивных исследований во всех научных центрах и учреждениях, которые занимаются разработкой материалов, работающих в условиях воздействия высоких температур и напряжений. К работам по изучению жаропрочных сплавов привлечены также исследователи металлургических и физических лабораторий высших технических учебных заведений и университетов. Широкий фронт исследовательских работ в этом направлении вызван чрезвычайно важной ролью этих материалов в конструкциях новых газотурбинных двигателей.

Привлечение широкого внимания и значительных научных сил к разработке и исследованию литейных сплавов с более высоким уровнем жаропрочности привело к созданию ряда новых, чрезвычайно перспективных направлений в этой области. К ним относятся: разработка особожаропрочных литейных никелевых сплавов, создание процессов направленной кристаллизации для получения материалов с ориентированной столбчатой поликристаллической и монокристаллической структурами, появление эвтектических сплавов с направленной структурой и т. д. Особенности работы этих материалов в области высоких температур потребовали более глубокого изучения ряда вопросов, в частности: структурной стабильности, процессов фазовых превращений при высоких температурах, роли межфазных и межзеренных границ, жаростойкости и т. д. В связи с этим резко возросло количество информации, относящейся к различным проблемам, связанным с разработкой и исследованиями литейных жаропрочных сплавов. В настоящей книге сделана попытка систематизации и обобщения результатов исследований, опубликованных в отечественной и зарубежной литературе с 1970 г. что может представить определенный интерес для научных работников, а также специалистов КБ и заводов, занимающихся разработкой и применением жаропрочных сплавов.

Уместно отметить, что направление разработки литейных жаропрочных сплавов зародилось в Советском Союзе в конце 1940-х гг и их применение для изготовления рабочих лопаток газовых турбин было осуществлено намного раньше, чем за рубежом. Теоретической основой для разработки литейных жаропрочных сплавов явилось развитие гетерофазной теории, плодотворность которой в значительной мере определяется успехами в области фазового анализа, автордиографии и электронной микроскопии.

Авторы считают своим долгом выразить признательность профессору С. З. Бокштейну за ценные замечания и предложения, сделанные при обсуждении рукописи, а также Н. В. Ларионовой за помощь, оказанную при выборе и анализе литературного материала.

Глава 1 РОЛЬ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ В СОВРЕМЕННЫХ ГТД

Одной из наиболее актуальных задач современного двигателестроения является повышение параметров газотурбинных двигателей (ГТД) и, в первую очередь, увеличение температуры и давления газа в турбинах, что определяет перспективу существенного повышения КПД силовых установок и снижение расхода топлива. В частности расчеты показывают что если повысить температуру газа турбореактивного двигателя тягой 34 кН (3,5 тс) с 1200 до 1350°С, то его удельная тяга увеличится на 15%, а удельный расход топлива снизится на 8%.

Использование более высоких температур и давлений в современных ГТД достигается в основном благодаря существенному расширению области применения жаропрочных сплавов при одновременном повышении жаропрочности материалов, предназначенных для наиболее «горячих» узлов двигателей.

В Англии и США первоначально для изготовления лопаток газовых турбин широко применялись никелевые сплавы типа Нимоник, а также сплавы на основе кобальта (имеющие более высокую стойкость по сравнению с никелевыми сплавами к солевой коррозии в морских условиях и к коррозии в продуктах сгорания топлива с повышенным содержанием серы и ванадия).

Однако в настоящее время кобальтовые сплавы, представляющие собой в структурном отношении легированный элементами Cr, Nb, Mo, W Ta твердый раствор на основе кобальта, упрочненный карбидами обеспечивают менее высокий температурный уровень работы по сравнению с высокожаропрочными сплавами на никелевой основе. Так, если 100-часовая длительная прочность наиболее жаропрочных кобальтовых сплавов MAR M509, MAR M332 и др. при температуре 985°С находится на уровне 120–160 МПа, то для никелевых сплавов IN100, MAR M200, MAR M246 и др. она составляет 180–210 МПа. К тому же кобальт сейчас является остродефицитным элементом.

Поэтому в настоящее время для рабочих и сопловых лопаток первых ступеней газовых турбин наибольшее применение получили литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе с диффузионными алитированными (хромоалитированными) или с наносимыми электроннолучевыми плазменными и другими методами защит-

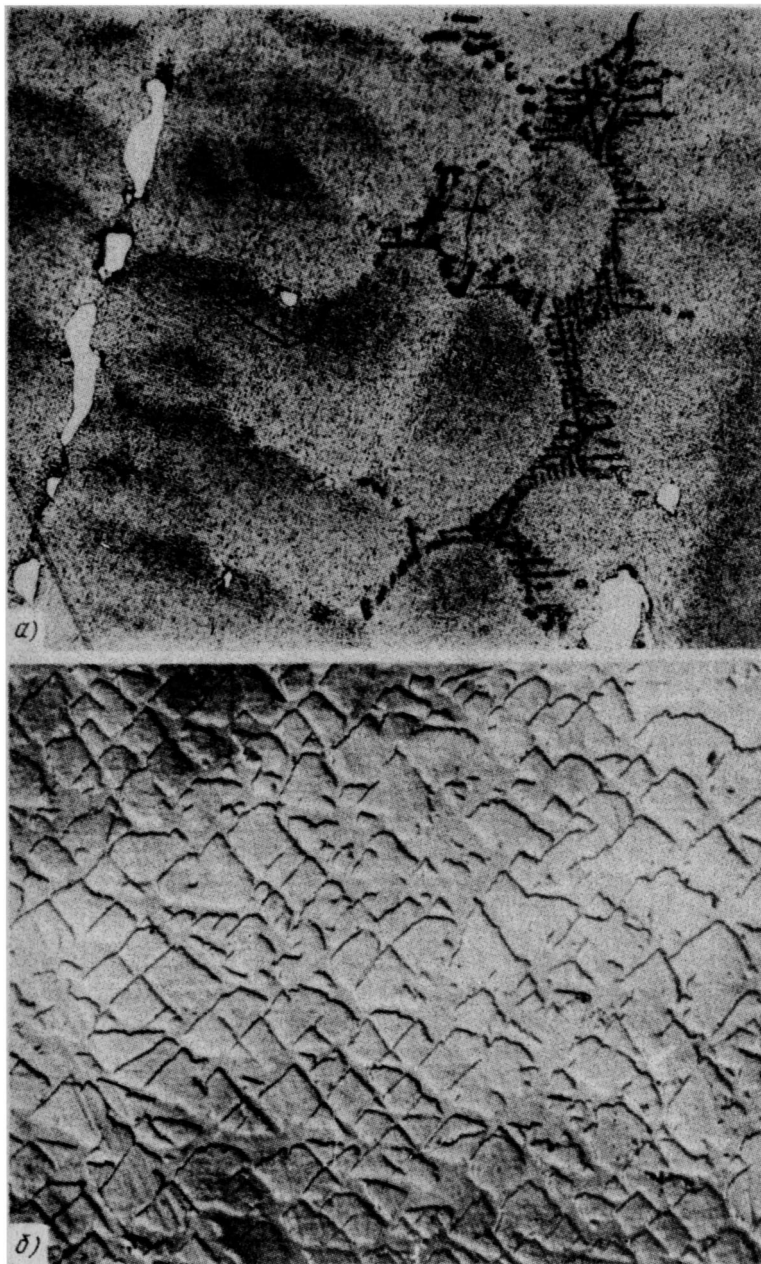


Рис. 1. Микроструктура жаропрочных литейных никелевых сплавов при увеличении 200 (а) и 10 000 (б)

ными покрытиями, надежно обеспечивающими их работу при высоких температурах.

Активное развитие литейных жаропрочных сплавов на никелевой основе связано, прежде всего, с тем, что они позволяют достичь значительного упрочняющего эффекта за счет γ' -фазы и карбидов, при этом структурная стабильность их очень высока (рис. 1). Другим весьма важным преимуществом материалов этого класса является возможность отливать из них тонкостенные лопатки сложной конфигурации и с развитой внутренней полостью без припуска под механическую обработку или с минимальными припусками что существенно снижает стоимость и трудоемкость их изготовления. Активному использованию литейных жаропрочных сплавов для лопаток газовых турбин в значительной мере способствовали успехи в разработке керамических форм и стержней, а также способов их удаления, позволивших получать отливки с мельчайшими каналами для охлаждения.

Преимущества никелевых сплавов предопределили существенное увеличение объема их применения в ГТД. Согласно прогнозу фирмы «Дженерал Электрик» в 1990 г. жаропрочные сплавы будут составлять около 55% массы ГТД, при этом доля литейных жаропрочных никелевых сплавов с направленной структурой достигнет 7,2%, а в 2000 г 11,5%.

Следует указать, что достигнутый уровень свойств литейных никелевых сплавов был обеспечен в результате осуществления многочисленных программ фундаментальных исследований, направленных на изучение структуры и процессов, протекающих в сплавах при высоких температурах. К ним, в частности, относятся углубленные исследования влияния легирования на величину и характер упрочнения основными упрочняющими фазами изучение термостабильности упрочняющих фаз и матрицы в системах на основе никеля; исследования поверхностей раздела границ зерен, фаз, субграниц, являющихся наиболее уязвимым местом в сплавах, работающих при высокой температуре; исследования, направленные на управление процессом формирования границ (путем легирования и с помощью использования различных технологических приемов при равноосной и направленной кристаллизации), исследования, направленные на управление процессом формирования упрочняющих фаз (термообработка) на использование новых механизмов упрочнения и повышения структурной стабильности материала (эвтектические сплавы) изучение микролегирования с целью увеличения стабильности поверхностей раздела исследование дефектов кристаллической решетки (дислокаций, вакансий) процессов диффузии и других факторов, определяющих структурную стабильность и жаропрочность сплавов.

Считается, что дальнейшее развитие жаропрочных сплавов будет в возрастающей степени базироваться на достижениях фундаментальных исследований в теории поверхностей раздела, псевдопотенциала и межатомной связи.

Глава 2. СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Предпринятые в последнее время исследования структуры и фазового состава литейных никелевых жаропрочных сплавов позволили расширить представления о механизме упрочнения материалов данного класса. Это в свою очередь дало возможность, осуществляя рациональное легирование, значительно увеличить температурный уровень их работы при одновременном повышении многих других важных эксплуатационных свойств. Современные сплавы представляют собой чрезвычайно сложные и очень тонко сбалансированные системы, в них целенаправленно вводится до 15...17 легирующих элементов. При этом положительное влияние какого-либо элемента на определенный механизм упрочнения может нивелироваться отрицательным влиянием на свойства, обусловленным образованием нежелательных фаз (η -, σ -, μ -фаз и др.), снижающих пластичность или повышающих чувствительность к надрезу и т. д. Указанные обстоятельства привели к значительному усложнению теории легирования, основные принципы которой кратко сводятся к следующему [1—4].

Общие принципы:

1 Многокомпонентное легирование, направленное на совершенствование гетерофазного строения и повышение термостабильности сплава.

2. Прицельное легирование локальных объемов (микролегирование), представляющих собой наиболее слабые звенья в структуре сплавов.

3. Легирование с целью снижения диффузионных процессов в объеме сплава, а также по границам зерен и фаз.

Принципы, обеспечивающие повышение эффекта упрочнения γ -твердого раствора и дисперсионного упрочнения γ' -фазой:

1. Максимальное упрочнение γ -твердого раствора.

2. Наличие высокодисперсных, термически стабильных упрочняющих фаз, когерентно связанных с матрицей.

3. Увеличение объемного содержания γ' -фазы.

4. Увеличение энергии дефектов упаковки γ' -фазы.

5. Сведение к минимуму разности параметров решеток γ - и γ' -фаз.

6. Уменьшение скорости укрупнения выделений γ' -фазы при рабочих температурах.

7. Предотвращение появления зон свободных от выделений упрочняющих фаз.

Принципы, обеспечивающие эффективность карбидного упрочнения:

1 Совершенствование морфологии карбидных выделений.

2. Строгое регулирование карбидообразования с учетом возможности появления сложных карбидов нежелательных форм (например, видманштеттовых M_6C , пленок $M_{23}C_6$ по границам зерен и т. д.).

зидии никелевых жаропрочных сплавов, как отмечается в работе [20], содержат до 60% упрочняющей γ' -фазы. Получены сплавы с содержанием γ' -фазы до 75%

Вместе с тем ясно, что путь повышения жаропрочности за счет увеличения в сплавах объемной доли упрочняющей γ' -фазы не является беспредельным. В связи с этим были проведены исследования, направленные на изучение влияния объемного содержания γ' -фазы на долговечность при высоких температурах. В работе [86] на образцах сплава IN713С (в котором был исключен кобальт) изучали влияние соотношения γ - и γ' -фаз при определенном составе этих фаз соответственно (в % по массе) Ni — 63,6; Cr — 24,3; Al — 8,11; Mo — 3,9; Ti — 0,11 и Ni — 73,0; Cr — 3,5; Al — 19,2; Mo — 1,5; Ti — 1,3; Nb — 1,5. Исследовались пять вариантов сплава с объемным содержанием γ' -фазы 50;

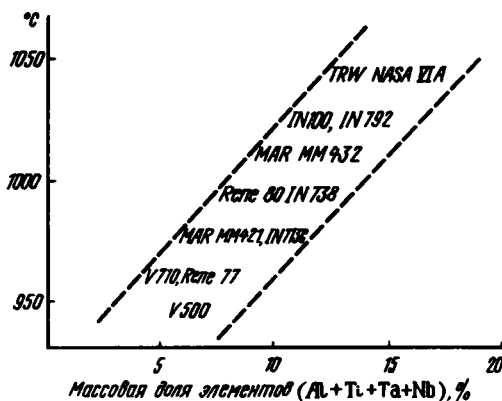


Рис. 2. Влияние содержания γ' -образующих элементов (Al + Ti + Ta + Nb) на температурный уровень работоспособности литейных никелевых сплавов [18]

62,5; 75; 87,5 и 100%. Исследование проводилось при температуре 1000°C и нагрузке 120 МПа. Установлено, что долговечность несколько возрастает при увеличении содержания γ' -фазы до 62,5%, а при объемной доле ее, большей чем 75% (87,5 и 100%), наблюдается заметное уменьшение времени до разрушения. Сходные результаты представлены в работе [87], где указывается, что максимальная прочность при ползучести обеспечивается в том случае, если содержание γ' -фазы составляет 65%. При дальнейшем увеличении содержания γ' -фазы прочность при ползучести уменьшается, причем на время до разрушения этих сплавов большое влияние оказывает состояние границ зерен. Отрицательное влияние избыточного (более 65%) содержания γ' -фазы на прочность границ зерен отмечается также и в работе [88], где представлены результаты изучения переменного содержания γ' -фазы на стойкость к коррозии в агрессивной среде (25% NaCl, 75% Na₂SO₄). В этой работе установлено, что после выдержки в агрессивной среде максимальное время до разрушения при различных температурах и напряжениях имеют образцы с содержанием γ' -фазы 65%

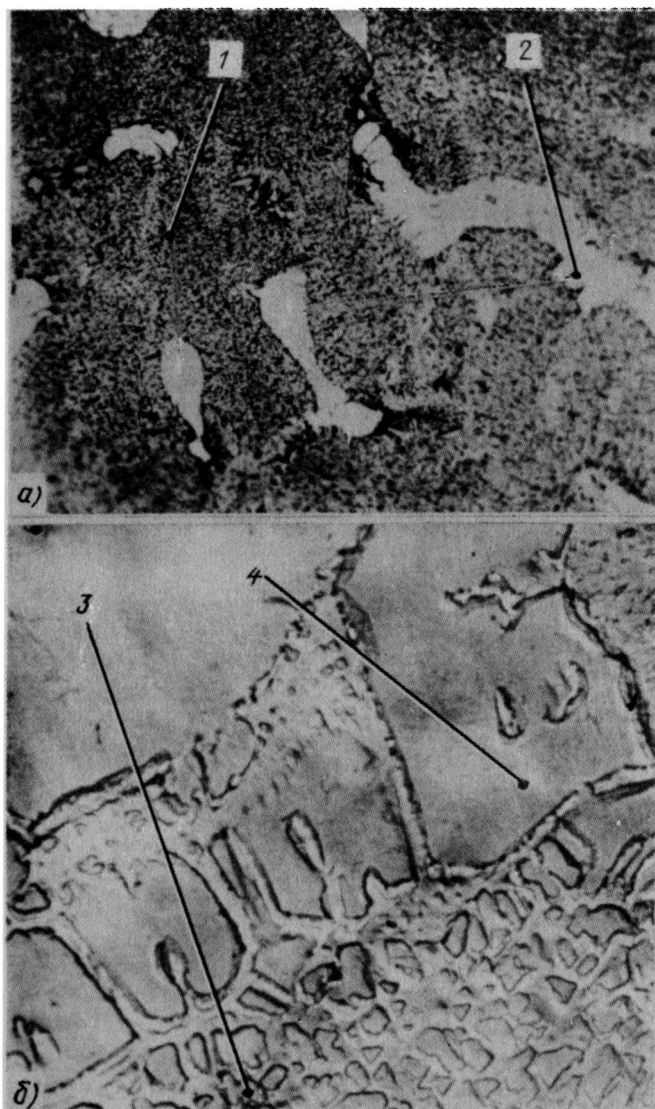


Рис. 3. Микроструктура сплава ЖС6Ф при увеличении 300 (а) и 800 (б):
1 — γ -фаза, упрочняемая высокодисперсными частицами γ' -фазы; 2 — γ' -фаза эвтектического происхождения; 3 — высокодисперсные частицы γ' -фазы; 4 — выделения глобулей γ' -фазы эвтектического происхождения

причем дальнейшее увеличение содержания γ' -фазы приводит к возрастанию коррозии по границам зерен.

Однако проведенных исследований пока недостаточно для того, чтобы считать объемное содержание γ' -фазы на уровне 65% оптимальным для литейных жаропрочных никелевых сплавов. Это связано с тем, что при таком уровне легирования γ' -образующими элементами определенная часть γ' -фазы присутствует в сплаве уже не в виде высокодисперсных выделений, образующихся при распаде твердого раствора и вносящих основной вклад в упрочнение, а в виде включений, выделяющихся из жидкости в конце кристаллизации по эвтектической реакции и вследствие этого располагающихся большей частью по границам зерен (рис. 3). Вклад γ' -фазы эвтектического происхождения в упрочнение γ -матрицы становится иным по сравнению с высокодисперсными γ' -выделениями, а влияние ее на прочность границ зерен, диффузионные процессы при высоких температурах и связанные с этим пластичность, усталость, чувствительность к надрезу, прочность при длительных выдержках еще требуют изучения. В частности, отмечается, что наличие в сплавах значительного количества первичной (эвтектического происхождения) γ' -фазы не влияет заметным образом на характеристики прочности и пластичности [7]. В то же время указывается, что повышенная горячеломкость при литье деталей из сплава ВЖЛ12У наблюдается при образовании в его структуре более 8% эвтектической γ' -фазы.

Следует иметь в виду еще одно обстоятельство: при очень высоком содержании γ' -фазы уменьшается протяженность межфазных границ γ/γ' , что ослабляет механизм гетерогенного упрочнения.

Влияние параметра несоответствия кристаллических решеток γ - и γ' -фаз. Высокая степень дисперсности γ' -фазы и высокая устойчивость ее выделений против коагуляции, обуславливающие эффект дисперсионного упрочнения, вызваны тем, что тип кристаллической решетки γ' -фазы и γ -матрицы и параметры решеток двух соседствующих фаз близки. Указанное обстоятельство является причиной возникновения относительно небольших когерентных деформаций и соответственно небольших величин поверхностной энергии на границе раздела γ - и γ' -фаз. Разработанные теоретические представления (уравнение Лившица Слезова—Вагнера) говорят о том, что процессы коагуляции находятся в прямой зависимости от величины параметра несоответствия Δa : чем меньше Δa , тем меньше избыточная поверхностная энергия и тем медленнее идут процессы коагуляции γ' -фазы, следовательно, тем стабильнее структура сплава и, соответственно, в течение большего времени он способен выдерживать нагрузку. Было также показано, что наиболее мелкие выделения (а следовательно, при том же объемном содержании выделившейся γ' -фазы их количество будет больше и больше будет упрочняющий эффект)

благоприятной округлой формы образуются при минимальном параметре несоответствия Δa [4]. Вместе с тем экспериментальные исследования показали, что наиболее высокая долговечность при высоких температурах у никелевых жаропрочных сплавов достигается при нулевом значении Δa [9]. Эти результаты нашли отражение в следующем принципе легирования: для достижения высокой жаропрочности наряду с другими указанными ранее требованиями) необходимо осуществлять такое легирование сплавов, при котором параметр несоответствия кристаллических решеток γ - и γ' -фаз равен нулю. Указанный принцип лег в основу разработки ряда жаропрочных сплавов, причем некоторые композиции были подобраны таким образом, что в них обеспечивался нулевой параметр несоответствия решеток при комнатной температуре. Ряд исследователей усовершенствовал этот принцип, введя учет зависимости параметров a для γ - и γ' -фаз от температуры. В результате были созданы композиции в которых обеспечивалось нулевое значение Δa в диапазоне рабочих температур [89], при этом указывалось, что созданные сплавы имеют более высокие характеристики жаропрочности.

Полученные результаты активизировали исследования, направленные на изучение влияния легирующих элементов на параметр несоответствия кристаллических решеток Δa . В работе [6] указывается, что титан и ниобий увеличивают значение Δa , так как они, входя в γ' -фазу увеличивают период ее решетки; хром, молибден, железо уменьшают Δa , поскольку они, легируя в основном матрицу, увеличивают период решетки твердого раствора, приближая его к значениям a γ' -фазы.

Однако даже этот весьма плодотворный принцип нуждается в дальнейшем совершенствовании. Дело в том, что в особо жаропрочных сплавах, в которых объемное содержание γ' -фазы достигает 60–65% плотность распределения дисперсных выделений в матрице настолько высока, что дальнейшее ее увеличение уже не дает желаемого результата. Поэтому повышение прочностных свойств при высоких температурах у материалов этого класса может быть достигнуто за счет более высокой величины когерентных напряжений на межфазовой γ/γ' границе, которая в свою очередь (в соответствии с теорией Мотта—Набарро тем выше, чем больше Δa в определенных пределах). Однако легирование при этом должно быть таким, чтобы диффузионные процессы, контролирующие коагуляцию γ' -фазы при высоких температурах были бы в максимальной степени заторможены.

Термическая стабильность γ - и γ' -фаз. При высоких температурах идет процесс растворения γ' -фазы, что существенно ограничивает максимальную рабочую температуру сплавов. С этой точки зрения легирование целесообразно осуществлять таким образом, чтобы указанный процесс был сдвинут в сторону более высоких температур. С другой стороны, для увеличения температурного уровня работы сплавов желательно, чтобы γ -твердый раствор имел высокую температуру плавления. Этим объясняется

Таблица 2

Значения $T_{п.р.}$ отечественных жаропрочных никелевых сплавов

| Марка сплава | Суммарная молярная доля легирующих элементов, % | | | | $T_{п.р.}$ °C |
|-------------------|---|------------------|-------------------|---------------------|------------------|
| | в сплаве | в γ -фазе | в γ' -фазе | Al + Ti в сплаве | |
| ХН77ТЮР (ЭИ437Б) | 29,5 | 26,6 | 28,5 | 4,5 | 960 |
| ХН70ВМТЮ (ЭИ617) | 26,4 | 28,2 | 23,8 | 6,6 | 1040 |
| ХН62МВКЮ (ЭИ967) | 33,7 | 35,8 | 27,7 | 10,6 | 1070 |
| ХН56ВМКЮ (ЭП109) | 43,0 | 49,3 | 32,2 | 12,6 | 1160 |
| ХН52КМВЮТ (ЭП220) | 50,1 | — | — | 13,2 | 1180 |
| ЖС6КП | 38,7 | — | — | 13,4 | 1180 |
| ЖС6К | 41,4 | 39,0 | 28,8 | 17,8 | 1210 |
| ВЖЛ12У | 40,4 | 58,0 | 38,9 | 15,1 | 1220 |
| ЖС6У | 37,0 | 48,2 | 29,8 | 15,1 | 1225 |

повышенное внимание к вопросам термической стабильности γ - и γ' -фаз в материалах данной группы. Результаты исследований температуры полного растворения упрочняющей γ' -фазы ($T_{п.р.}$) в отечественных сплавах приведены в табл. 2 в сопоставлении с суммарным содержанием легирующих элементов в сплавах и с суммарным содержанием γ' -образующих элементов (Al + Ti) [10—13].

Как видно из табл. 2, температура полного растворения γ' -фазы зависит от общего содержания легирующих элементов, степени и характера легирования γ - и γ' -фаз, а также от суммарного содержания γ' -образующих элементов (Al, Ti и др.), определяющих количество упрочняющей γ' -фазы в сплаве.

Увеличение термической стабильности γ' -фазы в никелевых сплавах достигается не только общим повышением содержания легирующих элементов, но и качественным совершенствованием легирования. В частности, сплав ЖС6У, имеющий наиболее высокую среди приведенных в табл. 2 сплавов температуру полного растворения γ' -фазы, отличается повышенным содержанием алюминия, что обуславливает увеличение объемной доли γ' -фазы и, следовательно, температуры ее растворения, а также вольфрама, оказывающего весьма благотворное влияние на термостабильность упрочняющих дисперсных выделений.

Приближенные значения $T_{п.р.}$ зарубежных жаропрочных никелевых сплавов, взятые на основании данных по температурам гомогенизации, приведены в табл. 3.

Установлено, что молибден, ниобий, тантал и вольфрам повышают температуру полного растворения γ' -фазы [15]. Введение в сплав MAR M200 2,5% гафния приводит к увеличению $T_{п.р.}$ с 1215 до 240°C (при постоянном содержании углерода, равном 0,2%), а повышение содержания углерода в этом сплаве с 0,09 до 0,2% уменьшает $T_{п.р.}$ с 1225 до 1215°C, что связывают с

уменьшением количества γ' -фазы вследствие расходования сильных γ' -образующих элементов титана и ниобия на карбиды [94].

Однако приведенные результаты позволяют получить лишь частное представление о влиянии тех или иных легирующих элементов на значения $T_{п.р.}$. Степень и характер влияния каждого легирующего элемента зависят от соотношения других легирующих элементов в сплаве, а также от их суммарного содержания.

Результаты систематического изучения влияния ряда легирующих элементов на величину $T_{п.р.}$ в осеожаропрочных сплавах типа MAR M200 представлены в работе [16]. В этой работе с привлечением метода математического планирования эксперимента исследовалась связь между $T_{п.р.}$ и массовым содержанием хрома, кобальта, ниобия и вольфрама в пределах 2,0...0,7; 7,0...11,0; 0,5...1,2; 8,0...12,0% соответственно. Суммарное содержание алюминия и титана оставалось постоянным и равным 7,0%. Полученные результаты приведены в табл. 4. Они позволяют

Таблица 3
Значения $T_{п.р.}$ зарубежных жаропрочных
никелевых сплавов

| Сплав | $T_{п.р.}$, °C | Источник |
|-------------|-----------------|----------|
| Нимоник 115 | 1140 ... 1160 | [91] |
| Удимет 500 | 1079 ... 1093 | [92] |
| Удимет 700 | 1132 | [90] |
| Rene 95 | 1149 ... 1163 | [93] |
| B1900 | 1204 | [73] |
| MAR M200 | 1215 | [94] |
| IN 713C | 1225 | [14] |
| IN 100 | 1190 ... 1236 | [75] |
| PWA 1422 | 1240 | [94] |

Таблица 4
Значения $T_{п.р.}$ сплавов системы Ni—Al—Ti—Nb—Cr—Co—W типа MAR M200

| № по пор. | Массовая доля легирующих элементов, % | | | | $T_{п.р.}$, °C | № по пор. | Массовая доля легирующих элементов, % | | | | $T_{п.р.}$, °C |
|-----------|---------------------------------------|----|-----|---|-----------------|-----------|---------------------------------------|----|-----|----|-----------------|
| | Cr | Co | Nb | W | | | Cr | Co | Nb | W | |
| 1 | 2 | 7 | 0,5 | 8 | 1253 | 9 | 2 | 7 | 0,5 | 12 | 1273 |
| 2 | 7 | 7 | 0,5 | 8 | 1223 | 10 | 7 | 7 | 0,5 | 12 | 1253 |
| 3 | 2 | 11 | 0,5 | 8 | 1228 | 11 | 2 | 11 | 0,5 | 12 | 1263 |
| 4 | 7 | 11 | 0,5 | 8 | 1215 | 12 | 7 | 11 | 0,5 | 12 | 1218 |
| 5 | 2 | 7 | 1,2 | 8 | 1245 | 13 | 2 | 7 | 1,2 | 12 | 1283 |
| 6 | 7 | 7 | 1,2 | 8 | 1213 | 14 | 7 | 7 | 1,2 | 12 | 1250 |
| 7 | 2 | 11 | 1,2 | 8 | 1233 | 15 | 2 | 11 | 1,2 | 12 | 1263 |
| 8 | 7 | 11 | 1,2 | 8 | 1218 | 16 | 7 | 11 | 1,2 | 12 | 1220 |

не только оценить влияние легирующих элементов на $T_{п.р.}$, но и указать на изменение этой величины при возможных (в пределах марочного состава) колебаниях содержания указанных элементов в сплаве, что особенно важно при выборе режимов термообработки.

С помощью обработки на ЭВМ установлена следующая математическая связь $T_{п.р.}$ с химическим составом сплава.

$$T_{п.р.} = 1240 + 13,8\bar{C}r - 8,1\bar{C}o + 13,1\bar{W} + 3,8\bar{C}r\bar{W} - 3,8\bar{C}o\bar{W}.$$

Здесь содержание легирующих элементов приведено в кодах. Из анализа этой зависимости следует, что ниобий в изученной области практически не влияет на величину $T_{п.р.}$, увеличение же содержания хрома и кобальта приводит к уменьшению, а вольфрам к увеличению температуры полного растворения (рис. 4)

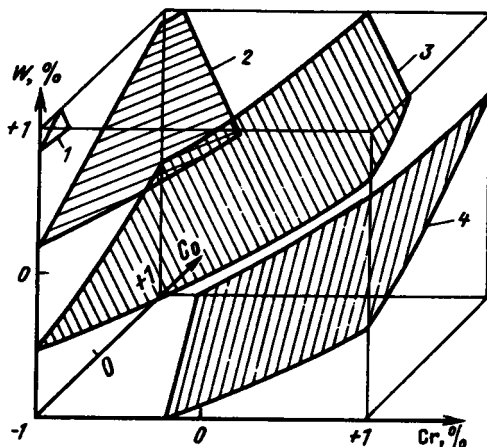


Рис. 4. Поверхности отклика $T_{п.р.} = f(W, Cr, Co)$
 γ' -фазы: 1 1280°C, 2 1260°C; 3 1240°C;
 4 1220°C

Расчеты «крутого восхождения» вдоль градиента $T_{п.р.}$ показывают, что наиболее высокой температуры полного растворения γ' -фазы в данной системе, равной 1290°C, можно достичь при низком содержании хрома (~1%), относительно низком содержании кобальта (~8%) и высоком содержании вольфрама (~13%). В работе [16] отмечается, что в сложнoleгированных сплавах с высоким содержанием γ' -фазы и высоким значением $T_{п.р.}$ влияние кобальта на температуру полного растворения γ' -фазы противоположно имеющимся представлениям [95].

На работоспособность сплавов при высоких температурах оказывает влияние не только растворение γ' -фазы, но также и протекающие в этом температурном интервале процессы ее коагуляции. Показано, что увеличение содержания хрома приводит

Таблица 5

Характеристические температуры твердых растворов Ni Al M

| Система | Состав сплавов, % по массе | $T_L, ^\circ\text{C}$ | $T_S, ^\circ\text{C}$ | Система | Состав сплавов, % по массе | $T_L, ^\circ\text{C}$ | $T_S, ^\circ\text{C}$ | |
|----------|----------------------------|-----------------------|-----------------------|---------------|----------------------------|-----------------------|-----------------------|------|
| Ni—Al—Ti | Ni—3Ti—3Al | 1417 | 1400 | Ni—Al—Co | Ni—6Co—3Al | 1449 | 1442 | |
| | Ni—3Ti—6Al | 1400 | 1383 | | Ni—6Co—6Al | 1434 | 1423 | |
| | Ni—6Ti—3Al | 1380 | 1360 | | Ni—12Co—3Al | 1449 | 1444 | |
| | Ni—6Ti—6Al | 1364 | 1342 | | Ni—12Co—6Al | 1429 | 1420 | |
| | Ni—7Ti—2Al | 1369 | 1348 | | | | | |
| | Ni—2Ti—8Al | 1400 | 1386 | | | | | |
| Ni Al W | Ni—8W—3Al | 1466 | 1453 | Ni—Al—Ta | Ni—5Ta—3Al | 1438 | 1431 | |
| | Ni—8W—6Al | 1445 | 1425 | | Ni—5Ta—6Al | 1422 | 1409 | |
| | Ni—16W—3Al | 1478 | 1464 | | Ni—10Ta—3Al | 1428 | 1416 | |
| | Ni—16W—6Al | 1452 | 1430 | | Ni—10Ta—6Al | 1408 | 1383 | |
| Ni Al Cr | Ni—10Cr—3Al | 1426 | 1409 | | Ni—3Ta—4Al | 1434 | 1427 | |
| | Ni—10Cr—6Al | 1404 | 1388 | | Ni—10Ta—4Al | 1421 | 1408 | |
| | Ni—20Cr—3Al | 1395 | 1376 | | Ni—15Ta—4Al | 1407 | 1387 | |
| | Ni—20Cr—6Al | 1368 | 1347 | | Ni—4Ta—8Al | 1412 | 1400 | |
| | Ni—28Cr—2Al | 1380 | 1360 | | Ni—Al—Nb | Ni—5Nb—3Al | 1414 | 1381 |
| | Ni—4Cr—8Al | 1404 | 1380 | | | Ni—5Nb—6Al | 1386 | 1372 |
| Ni—Al Mo | Ni—5Mo—3Al | 1445 | 1439 | Ni—10Nb—3Al | | 1374 | 1327 | |
| | Ni—5Mo—6Al | 1427 | 1420 | Ni—10Nb—6Al | | 1360 | 1310 | |
| | Ni—10Mo—3Al | 1437 | 1427 | Ni—12Nb—4Al | | 1350 | 1308 | |
| | Ni—10Mo—6Al | 1413 | 1399 | Ni—2Nb—8Al | | 1403 | 1386 | |
| | Ni—18Mo—2Al | 1425 | 1400 | Ni—5Nb—9,5Al | 1355 | | | |
| | Ni—4Mo—8Al | 1415 | 1405 | Ni—10Nb—7,5Al | 1345 | | | |
| | | | | Ni—5Nb—8Al | | 1330 | | |

Характеристические температуры сплавов

| Марка сплава | T_S , °C | T_L , °C | Марка сплава | Температура начала оплавления, °C | T_S , °C |
|------------------|---------------|---------------|--------------|--|---------------|
| ХН78Т (ЭИ435) | 1374 | 1420 | IN100 | 1231 | 1318 |
| ХН70ВМТЮ (ЭИ617) | 1278 | 1346 | MAR M200 | 1222 | 1348 |
| ХН60ВТ (ЭИ868) | 1352 | 1375 | MAR M246 | 1243 | 1345 |
| ЭП648 | 1295 | 1347 | TAZ 8В | 1214 | 1325 |
| ЭП693 | 1327 | 1379 | WAZ 20 | ≥ 1280 | 1402 |
| ВЖЛ12У | 1280 | 1322 | У 350 | 1200 | 1337 |
| ЖС6К | 1265 | 1346 | | | |
| ЖС6У | 1275 | 1336 | | | |
| ВХ6 | 1356 | 1406 | | | |
| ВХ2К | 1408 | 1488 | | | |
| ВЖ107 | 1340 | 1378 | | | |

снижению скорости коагуляции частиц γ' -фазы [88]; кобальт, молибден, вольфрам, ниобий и тантал также эффективно замедляют процесс ее укрупнения [96].

Результаты исследований температур ликвидуса и солидуса (T_L и T_S) твердых растворов на основе Ni—Al представлены в работах [17, 18]. В этих работах изучались тройные твердые растворы систем Ni—Al—M, причем в качестве третьего элемента были взяты металлы, являющиеся основными легирующими элементами в никелевых жаропрочных сплавах: титан, вольфрам, хром, кобальт, молибден, ниобий, тантал. Предварительно устанавливались области существования тройных твердых растворов изучаемых систем. Полученные данные (табл. 5) существенно расширяют представления об изменении T_L и T_S в связи с легированием в сложных твердых растворах на основе никеля. Анализ результатов показывает, что из всех исследованных элементов лишь вольфрам увеличивает T_L и T_S твердых растворов Ni—Al, кобальт практически не влияет на характеристические температуры, а остальные элементы, включая алюминий, их снижают. При этом титан и ниобий наиболее эффективно снижают T_L и T_S .

Характеристические температуры отечественных и зарубежных жаропрочных никелевых сплавов приведены в табл. 6 [49, 50].

Следует указать, что температура начала оплавления ниже температуры солидуса и представляет собой температуру, при которой начинают оплавляться расположенные в междендритных участках локальные объемы легкоплавкой эвтектики, образовавшейся в результате ликвиции при дендритной кристаллизации сплава.

2. СОСТАВЫ γ - И γ' -ФАЗ И ИХ СВОЙСТВА

Исследования составов γ - и γ' -фаз в последнее время были развернуты достаточно широко. Интерес к работам в этом направлении обусловлен в первую очередь необходимостью изучения распределения легирующих элементов между основными фазами. Влияние каждого из этих элементов на упрочнение твердого раствора, а также на количество выделяющейся фазы, параметры ее кристаллической решетки и другие важные характеристики (при определенном содержании и соотношении остальных легирующих элементов) является весьма сложным и не всегда однозначным. К настоящему времени изучены составы γ - и γ' -фаз всех промышленных жаропрочных никелевых сплавов. Составы γ - и γ' -фаз отечественных сплавов приведены в табл. 7 [21]. Фазовые составы зарубежных сплавов приведены в табл. 8 [97—99].

Анализ результатов, приведенных в табл. 7 и 8, показывает, что усложнение состава жаропрочных сплавов вызвало изменение соотношения γ - и γ' -фаз, а также перераспределение элементов между ними. Так, соотношение между алюминием и титаном в γ' -фазе изменилось в сторону увеличения алюминия; γ' -фаза в большей степени легирована ниобием, танталом и вольфрамом. Соответственно уменьшилось в ней содержание хрома. При этом молибден, ниобий, вольфрам, распределяясь как в γ' -фазе, так и в γ -твердом растворе, существенно замедляют диффузионные про-

Таблица 7

Составы γ' -фазы и γ -твердого раствора никелевых сплавов

| Сплав | Массовая доля элементов в сплаве, % | | Массовая доля элементов в фазе, % | | | | | | | |
|---------------------|-------------------------------------|-----|-----------------------------------|------|------|------|------|------|------|-----|
| | Al | Ti | Ni | Co | Al | Ti | Cr | Mo | W | Nb |
| | | | | | | | | | | |
| ХН77ТЮР (ЭИ437Б) | 0,95 | 2,7 | 77,3 | — | 4,1 | 13,1 | 5,5 | — | — | — |
| | | | 76,0 | — | 0,32 | 1,6 | 22,1 | — | — | — |
| ЖС6К | 5,5 | 2,6 | 77,0 | 4,1 | 8,2 | 2,6 | 2,3 | 2,4 | 4,3 | — |
| | | | 55,0 | 5,1 | 1,84 | 2,1 | 24,0 | 6,1 | 4,4 | — |
| ЖС6У | 5,0 | 1,9 | 71,0 | 5,9 | 7,2 | 1,9 | 2,4 | 0,8 | 10,2 | 0,6 |
| | | | 50,0 | 16,2 | 2,2 | 0,7 | 17,4 | 2,4 | 10,3 | 0,8 |
| ВЖЛ12У | 5,5 | 4,5 | 65,5 | 10,0 | 8,3 | 5,6 | 2,9 | 1,5 | 1,6 | 0,7 |
| | | | 40,3 | 26,0 | 1,0 | 1,3 | 21,6 | 6,5 | 2,0 | — |
| ХН56ВМКЮ (ЭП109) | 4,5 | | 70,6 | 6,3 | 9,1 | — | 3,3 | 3,2 | 7,5 | — |
| | | | 49,4 | 17,0 | 3,1 | — | 14,7 | 10,2 | 5,8 | — |

Примечания: 1 В числителе указан состав γ' -фазы, в знаменателе — состав γ -фазы.

2 Приведенные результаты относятся к составам фаз после принятых для этих сплавов режимов термической обработки.

Таблица

Фазовые составы зарубежных сплавов

| Сплав | Массовая доля элементов, % | | | | | | | | | | | Примечание |
|----------|----------------------------|--------------------|--------------------|----------------------|----------------------|-------------|-------------------|-------------------|---------------------|-----|--------------------|---|
| | Al | Ti | Cr | Co | Ni | Zr | Nb | Mo | Ta | V | W | |
| HRA 376 | 2,0 8,9 9,4 | — | 10,5 3,0 4,6 | 12,8 7,6 8,2 | 59,8 62,6 61,9 | — — — | | | 3,6 10,8 10,0 | | 11,3 7,1 5,8 | γ γ' $\gamma'_{\text{эвт}}$ |
| MAR M246 | 8,4 | 4,5 | 4,1 | 7,2 | 64,0 | — | | 0,9 | 1,25 | | 1,3 | $\gamma'_{\text{эвт}}$ |
| IN 713C | 3,9 9,7 9,0 | 0,1 1,2 1,75 | 22,6 3,4 3,6 | | 61,4 80,4 71,9 | — — — | 0,1 2,6 3,3 | 6,6 2,7 1,8 | | | | γ γ' $\gamma'_{\text{эвт}}$ |
| IN 100 | 2,3 7,1 6,5 | 0,4 7,7 9,0 | 22,0 3,3 3,6 | 24,0 10,7 10,7 | 46,0 68,6 61,7 | — | | 5,3 1,3 0,1 | | 1,3 | | γ γ' $\gamma'_{\text{эвт}}$ |
| MAR M200 | 3,4 8,6 6,5 | 0,95 2,9 4,9 | 14,5 3,7 4,9 | 12,6 7,0 7,0 | 53,0 66,8 73,5 | — — — | * * 1,0 | — | | | 8,5 10,3 3,2 | γ γ' $\gamma'_{\text{эвт}}$ |
| B1900 | 2,4 8,3 | 1,6 | 16,4 2,8 | 16,4 6,1 | 55,8 71,2 | — — | — | 9,0 3,9 | | — | | γ γ' |

цессы и тем самым стабилизируют структуру при высоких температурах. Кобальт входит как в γ -твердый раствор, так и в γ' -фазу. Входя в состав γ' -фазы, кобальт практически не меняет ни ее количества, ни содержания в ней остальных элементов [21]. Однако последнее требует еще уточнения, поскольку в работе [97] отмечалось, что удаление кобальта из сплава MAR M246 привело к тому, что в материале не стало эвтектический γ' -фазы.

До сих пор нет однозначного мнения относительно роли хрома в особо жаропрочных никелевых сплавах. Вызвано это следующими противоречивыми обстоятельствами: с одной стороны, хром, входя в твердый раствор, существенно повышает жаропрочность сплавов (что является одним из наиболее важных критериев при оценке их работоспособности); с другой стороны, он (как видно из табл. 7 и 8) с увеличением степени легирования все меньше входит в состав γ' -фазы и в большей степени обогащает γ -твердый раствор, в котором вследствие более высокой степени легирования растворимость хрома становится ограниченной. В результате в сплавах образуются вредные σ -, μ -фазы, α_{Cr} и карбиды $M_{23}C_6$. В работе [21] указывается, что повышенное содержание хрома в сплавах ЖС6К и ЖС6КП приводит к уменьшению количества образующейся при дисперсионном твердении γ' -фазы и образованию большого количества первичных карбидов $M_{23}C_6$ на основе хрома, выделяющихся преимущественно по границам зерен, что вызывает ухудшение механических свойств (в частности, усталостных характеристик). Обращается внимание на то, что хром оказывает сильное влияние на растворимость титана, ниобия и тантала в γ' -фазе [6]. Исследованиями установлено, что хром, молибден, вольфрам и алюминий являются главными элементами, корректировка которых обеспечивает наилучшее сочетание пластичности, длительной прочности и коррозионной стойкости.

Большой интерес вызывает задача установления оптимального соотношения между алюминием и титаном в особо жаропрочных сплавах. Алюминий является главным γ' -образующим элементом. Необходимо отметить его возросшую упрочняющую роль в современных жаропрочных сплавах. Объясняется это тем, что при нынешнем сложном легировании он входит не только в состав γ' -фазы, но уже в заметных количествах и в состав твердого раствора. А поскольку алюминий является элементом, наиболее сильно меняющим параметр решетки γ -матрицы, он выступает как эффективный ее упрочнитель.

Титан наряду с алюминием также представляет собой один из наиболее важных легирующих элементов в современных сплавах. Он не только входит в состав γ' -фазы, повышая эффект упрочнения, но и является карбидообразующим элементом, способствуя появлению в структуре сплавов наиболее благоприятных субэлементах карбидов MC. Наблюдаемое увеличение сопротивления ползучести и прочности при уменьшении отношения Al.Ti объясняется возрастанием энергии ДАГ (дефекты антифазных

границ) от 15 мкДж/см² (без Ti) до 24 мкДж/см² (для Ti:Al=1 [4]. Для различных сплавов системы Ni—Cr Al Ti отношение в молях Al·Ti может изменяться в пределах 0,8...4,0 [15].

Изучение влияния переменного отношения Al:Ti на свойства никелевых сплавов приводилось в работах [22, 100]. В первой работе исследовали связь между составом γ' -фазы, свойствами и структурой сплавов системы Ni Al Ti Nb при изменении отношения содержания Al:Ti (Nb) от 0,3 до ∞ , а также при изменении общего количества γ' -фазы. Установлено, что с повышением количества γ' -фазы при постоянной величине отношения Al:Ti (Nb) в составе сплавов возрастает их кратковременная прочность, а пластичность снижается. При высоком содержании ниобия и титана в сплавах образуются пластинчатые выделения Ni₃Ti и Ni₃Nb, что вызывает охрупчивание и падение прочности сплавов. Ниобий превосходит титан по степени положительного влияния на механические свойства сплавов.

Во второй работе с целью разработки материалов с лучшим сочетанием механических свойств и стойкости к высокотемпературной коррозии изучалась серия никелевых сплавов с различным соотношением Al Ti, меняющимся от 0,5 до 5,0. Было установлено, что с увеличением этого отношения стойкость к высокотемпературной коррозии возрастает. У сплавов с весьма низким отношением Al Ti ($\sim 0,5$) более низкая прочность и пластичность, что объясняется присутствием в их структуре крупных пластин η -фазы (Ni₃Ti), которые являются зародышем для образования σ -фазы. Сплавы с отношением Al Ti $\approx 2,0$ — 3,5 характеризуются оптимальным сочетанием механических свойств высокотемпературной коррозионной стойкости.

Широко применяемыми в настоящее время легирующими γ' -образующими элементами являются также гафний, цирконий, тантал, ниобий и ванадий. Установлено, что гафний, цирконий и тантал входят в состав карбидов (от 70 до 10% соответственно), повышая устойчивость карбидов типа MC и улучшая их морфологию, а также в состав γ' -фазы (от 30 до 90%) γ -твердом растворе их содержание незначительно [21–97]. Указывается, что введение в сплав ВЖЛ12У небольшого количества циркония приводит к заметному увеличению объемной доли γ' -фазы [8]. Ванадий, наоборот, практически не участвует в образовании карбидов, достаточно равномерно распределяется между γ' и γ -фазами, затормаживая диффузионные процессы при высоких температурах и способствуя тем самым уменьшению скорости коагуляции и ползучести. Отмечается, что повышение содержания тантала в сплаве приводит к некоторому увеличению количества γ' -выделений ниобий в большей мере концентрируется в γ' -фазе чем в твердом растворе [21]. Аналогичные результаты приводятся в работах [97–98], в которых кроме того указывается, что ниобий и тантал, являясь более сильными

стабилизаторами γ' -фазы и MC карбидов, вытесняют вольфрам в матрицу; замена тантала и вольфрама ниобием и молибденом соответственно приводит к распределению ниобия в карбиды и γ' -фазу а молибдена в матрицу титан значительно обогащает эвтектическую γ' -фазу а удаление из сплава MAR M246 вольфрама и молибдена приводит к большему перераспределению тантала из γ' -фазы в карбиды.

Ниобий оказывает заметное положительное влияние на структуру и свойства жаропрочных сплавов: он упрочняет твердый раствор, замедляет диффузионные процессы и существенно повышает температуру рекристаллизации. Легирование γ' -фазы ниобием заметно снижает скорость сублимации интерметаллида Ni_3Al ; это свидетельствует о возрастании межатомного взаимодействия в решетке γ' -фазы и, следовательно, о положительном влиянии ниобия на термостабильность соединения на основе Ni_3Al [23]. Более половины общего количества ниобия входит в состав γ' -фазы, около 33% в состав твердого раствора и 0,2..0,3% в карбонитриды [101].

Усложнение состава сплавов привело к тому, что реальные диаграммы состояния, позволяющие предсказывать возможное изменение объема и состава выпадающей при распаде твердого раствора γ' -фазы в случае изменения легирования, стали значительно отличаться от простейших Ni Al и Ni Ti диаграмм. Исследования тройных и четверных систем на основе никеля показали, что в сплавах Ni 20Cr с небольшими добавками третьего элемента растворимость алюминия и титана при 700°C падает с 5 и 7% до 0,6 и 1,2..1,5% соответственно по сравнению с растворимостью в чистом никеле, а в сплаве Ni 20Cr 10W 5Mo растворимость алюминия и титана (при их соотношении 2:1) при 750°C составила 1,6% [24].

Повышение свойств жаропрочных сплавов связано в первую очередь с упрочнением твердого раствора действием растворного и дисперсионного механизмов упрочнения. Растворное упрочнение γ' -фазы основано на достаточно сложном механизме, определяющем изменение свойств при введении в кристаллическую решетку чужеродных атомов. Несомненно, существенную роль в этом случае может играть изменение сил межатомного взаимодействия. Известно также, что введение чужеродного атома в растворитель вызывает искажение кристаллической решетки, при этом величина относительного упрочнения во многих случаях коррелирует с относительным изменением параметра a решетки, что характерно для твердых растворов практически всех исследованных металлов. Исследования показали, что эффект упрочнения зависит от разности валентностей между растворителем и растворенным элементом. Возникающие при растворении неоднородности и искажения кристаллической структуры служат препятствиями для движения дислокаций тем большими, чем выше концентрация растворенных атомов в решетке металла растворителя. Так, например, легирование никеля 20% хрома приводит к увеличению

его длительной прочности за 100 ч при 800°C на 25...30%. Исследования показали, что при многокомпонентном легировании можно достигнуть гораздо более высокой степени искаженности решетки растворителя и соответственно большей долговечности чем при одно- или двухкомпонентном легировании.

Анализ состава γ -фазы наиболее жаропрочных сплавов (табл. 6 и 7) показывает, что она содержит значительно большее количество легирующих элементов (содержание основного металла никеля—снизилось до 40%), при этом увеличилось содержание алюминия, молибдена, вольфрама, ниобия и других элементов, не только вызывающих наиболее значительное искажение решетки и вследствие этого наиболее эффективно ее упрочняющих, но и обладающих при этом наименьшей диффузионной подвижностью, что способствует сохранению высоких прочностных свойств в интервале рабочих температур.

Расширение знаний о природе высокой жаропрочности никелевых сплавов было связано также с углубленным изучением механических свойств упрочняющей γ' -фазы.

Особенность интерметаллида на основе Ni_3Al заключается в том, что его прочность характеризуется наличием максимума при температурах 600...800°C и что он обладает высокой наследственной пластичностью, препятствующей сильному охрупчиванию в отличие от упрочняющих фаз, имеющих более высокую твердость карбиды, σ -, μ -фазы. Необходимо указать, что механические свойства γ' -фазы не очень высоки.

Предел прочности интерметаллида, Ni_3Al заметным образом зависит от кристаллографической ориентации в соединении $Ni_3(Al-Ti)$ при переходе от кристаллографического направления $[001]$ к $[111]$ его величина при 20°C возрастает в 3 раза.

Прочность соединений на основе Ni_3Al можно изменить легированием. Так, указывается, что элементы, замещающие алюминий в решетке интерметаллида (Si, Ti, V, Mn, Nb, Hf и Ta) обеспечивают заметное упрочнение, а элементы, заменяющие никель (Co, Cu, Fe) или одновременно никель и алюминий (Cr, Fe, W, Mo) упрочняют γ' -фазу значительно слабее [102]. Молибден повышает прочность γ' -фазы, а кобальт ее не упрочняет. На положительную роль молибдена в усилении межзатомного взаимодействия в решетке Ni_3Al указывается также в работе [23].

Несколько противоречивые сведения приводятся в работах [25] и [26]. В первой [25] говорится, что титан, хром, ниобий, вольфрам, тантал не только увеличивают прочность γ' -фазы, но и сдвигают положение максимума в область более высоких температур. Во второй исследовании проводились на монокристаллах) сделан несколько иной вывод: легирование интерметаллида Ni_3Al танталом, ниобием и гафнием, существенно повышает его прочность, смещает положение максимума в сторону более низких температур. При этом упрочняющее влияние при одинаковой молярной доле элементов возрастает от тантала к гафнию. Предел текучести при 20°C достигает 700 МПа. При высоких

температурах (выше 800°C) упрочняющий эффект легирования нивелируется и значения σ_t становятся близкими для всех составов. На смещение максимума σ_t в сторону более низких температур при легировании соединения Ni_3Al гафнием указывается также в работе [103].

3. КАРБИДНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И КАРБИДНЫЕ РЕАКЦИИ В СПЛАВАХ

Существенную роль в упрочнении никелевых жаропрочных сплавов играют карбиды. Их особая ценность заключается в том, что они, являясь значительно более термостабильными по сравнению с частицами γ' -фазы, обеспечивают определенные прочностные свойства сплавов в том диапазоне температур, где γ' -фаза уже растворена. Это обстоятельство является очень важным для литейных никелевых жаропрочных сплавов, поскольку при отливке таких сложных деталей, как охлаждаемые лопатки ГТД, в закристаллизовавшемся металле из-за разницы коэффициентов термического расширения материалов формы, стержня и сплава, а также из-за определенной неравномерности охлаждения возникают термические напряжения, которые могут привести к образованию горячих трещин. И если при температурах ниже 1200°C сплав имеет достаточную прочность вследствие образования γ' -фазы, то при температурах выше 1200°C единственным упрочнителем его выступают карбиды.

Роль карбидов чрезвычайно важна и в то же время недостаточно однозначна. С одной стороны, карбиды, располагаясь по границам зерен или внутри них, являются модификаторами, способствуя измельчению зерен, препятствуют рекристаллизации при высоких температурах, увеличивая температурную работоспособность литейных сплавов, упрочняют как сами зерна, так и их границы, затормаживая процессы передвижения дислокаций, на которых они образуются, и тем самым повышают термостабильность сплавов. С другой стороны, выделяясь в неблагоприятной дендритной форме, они могут приводить к уменьшению сопротивления усталости, являясь концентратором напряжений и источником зарождения трещин при действии знакопеременных нагрузок.

К началу 1970-х гг было установлено, что карбиды отрицательно влияют на пластичность, однако попытки свести содержание углерода в литейных жаропрочных никелевых сплавах к минимуму не привели к успеху, поскольку это вызывало заметное снижение долговечности. К этому же времени принято было считать, что карбиды оказывают важное и благоприятное действие на предел длительной прочности при высокой температуре, а влияние на пластичность и чувствительность к концентраторам напряжений в значительной мере определяется их морфологией. Поскольку морфология карбидов и их тип зависят от содержания углерода и условий кристаллизации, состава сплава, его термической обработки, температурно-временных условий эксплуатации,

уровня действующих напряжений и т. д., изучение роли и механизма карбидного упрочнения, а также карбидных реакций в сплавах оказалось достаточно сложной задачей.

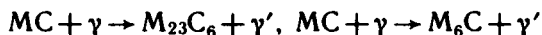
Сложившиеся к началу 1970-х гг. представления о карбидах в никелевых жаропрочных сплавах сводятся к следующему [4]

1. Карбиды M_6C образуются при температурах несколько ниже температуры затвердевания сплава. Они являются наиболее прочными и достаточно устойчивыми фазами. При карбидных реакциях в сплавах они служат основным источником углерода. В порядке уменьшения стабильности в никелевых сплавах карбиды располагаются в ряд: TaC , NbC , TiC , VC , хотя в изолированном состоянии последовательность несколько иная: TiC , TaC , NbC и VC . Они располагаются по границам зерен и внутри них часто в междендритных пространствах. Карбиды могут представлять собой твердые растворы, т. е. атомы различных металлов в них могут замещать друг друга, например $(Ti, Nb)C$. В составе карбидов M_6C в реальных сплавах входят вольфрам и молибден, а также в незначительных количествах никель и хром, при этом вольфрам и молибден настолько ослабляют силы связи в карбидах типа M_6C , что могут происходить реакции распада, ведущие к образованию карбидов других типов. Ниобий и тантал, как сильные карбидообразователи, наоборот, способствуют стабилизации карбидов этого класса.

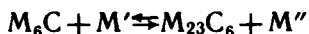
2. Карбиды $M_{23}C_6$ образуются в сплавах с умеренным или высоким содержанием хрома во время низкотемпературной обработки и в процессе эксплуатации при 760...980°C вследствие распада карбидов M_6C и из остаточного углерода, растворенного в матрице. Они располагаются обычно по границам зерен, иногда вдоль линий двойников, на дефектах упаковки и концах двойников и могут являться центрами зарождения пластин σ -фазы. В составе этих карбидов входят также молибден и вольфрам. Карбиды $M_{23}C_6$ вследствие неблагоприятного расположения по границам зерен оказывают отрицательное влияние на предел длительной прочности. Разрушение начинается или с разрыва самих зернограницных частиц $M_{23}C_6$ (что говорит об их недостаточной прочности), или с нарушения сил связи на поверхности раздела $M_{23}C_6/\gamma$ -фаза, что свидетельствует о недостаточной прочности границ раздела карбид — матрица).

3. Карбиды M_6C образуются при температурах 815...980°C в сплавах с более высоким содержанием тугоплавких элементов вольфрама и молибдена. Они выделяются по границам зерен. Эти карбиды по сравнению с карбидом $M_{23}C_6$ стабильны при более высоких температурах.

4. Образование карбидов M_6C и $M_{23}C_6$ происходит по реакциям



или



Эти реакции большей частью протекают по границам зерен что является объяснимым, так как диффузия по границам значительно выше и на границах зерен легче идут фазовые превращения. Образующаяся по этим реакциям γ' -фаза обволакивает карбиды и границы зерен относительно пластичным, стойким к ползучести слоем. Однако при образовании $M_{23}C_6$ матрица обедняется хромом, что увеличивает растворимость γ' -фазы вблизи карбидов этого типа и даже может привести к отсутствию обволакивающей интерметаллидной оторочки.

Рассмотрим результаты исследований карбидов и карбидных реакций в никелевых сплавах, полученные после 1970 г

Типы и морфология карбидов. Проводимые в последнее время исследования были направлены на изучение областей существования карбидов различных типов и процессов карбидных превращений в наиболее жаропрочных и наиболее сложнелегированных сплавах. К настоящему времени изучен состав основной карбидной фазы MC высокожаропрочных серийных литейных никелевых сплавов (табл. 9 и 10). Следует, однако, отметить, что изучение областей существования карбидов не носило комплексного и систематического характера чтобы можно было описать границы этих областей и их изменение в зависимости от уровня и характера легирования. Вместе с тем появился достаточно большой экспериментальный материал посвященный последовательному изучению влияния отдельных легирующих элементов в сплавах различных систем на процессы образования карбидов и связанные с этим свойства материалов.

В работе [28] представлены результаты исследования карбидных фаз в сплаве ЖС6У с монокристаллической матрицей в литом состоянии и после изотермических выдержек при $1200^\circ C$ в течение 1500 ч. Изучался сплав стандартного состава, а также две его модификации без вольфрама и без титана. Установлено, что в сплаве стандартного состава после изотермической выдержки часть карбидов MC в результате взаимодействия с твердым раствором преобразуется в карбиды $M_{23}C_6$ с оторочкой из γ' -фазы. В сплаве без титана карбиды образуются в двух формах: MC в виде «китайских иероглифов») и M_6C . Карбиды MC в виде «китайских иероглифов» выделяются из жидкости и располагаются в междендритных пространствах. Это означает, что карбиды MC выделяются не только в твердом состоянии, как это считалось ранее но и непосредственно из расплава. После изотермической выдержки в структуре сплава без титана присутствуют только карбиды M_6C , обогащенные вольфрамом, выделившиеся из жидкости или вторичные. Вторичные выделения M_6C образуются в центральных областях ветвей, обогащенных вольфрамом, а не в междендритных пространствах. В сплаве без вольфрама карбиды MC в основном имеют форму «китайских иероглифов» и не претерпевают никаких превращений после изотермической выдержки.

Установлено также [7] что в структуре сплава ЖС6У после нагрева его при $210^\circ C$ в течение 4 ч образуется карбид

Таблица 9

Состав карбидов MC в зарубежных сплавах [97]

| Сплав | Молярная доля элементов, % | | | | | | | | | | | |
|----------|----------------------------|----|----|------|-----|-----|-----|-----|------|-----|------|------|
| | B | C | Al | Ti | Cr | Co | Ni | Zr | Nb | Mo | Ta | W |
| A376 | — | 50 | — | — | 2,1 | 1,6 | 2,6 | 0,3 | — | — | 30,3 | 13,5 |
| MAR M246 | — | 50 | — | 29,2 | 1,5 | 0,6 | 2,7 | 0,2 | — | 3,2 | 8,5 | 4,4 |
| IN 713C | — | 50 | — | 27,3 | 1,4 | — | 1,6 | 0,1 | 18,1 | 3,8 | — | — |
| IN 100 | — | 50 | — | 39,8 | 0,7 | 0,3 | 2,0 | 0,2 | — | 7,1 | — | — |
| MAR M200 | — | 50 | — | 27,3 | 0,8 | 0,1 | 1,3 | 0,2 | 11,7 | — | — | 8,6 |

Таблица 10

Состав карбидов в сплавах ЖС6У и ЖС6К при различном содержании титана, гафния и циркония [51, 72]

| Массовая доля элементов в сплаве, % | | | Массовая доля фаз, % | Массовая доля элементов в фазах, % | | | | | | | | |
|-------------------------------------|-----|-----|----------------------|------------------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Ti | Hf | Zr | | Ni | Co | Cr | Ti | Mo | W | Nb | Hf | Zr |
| Сплав ЖС6У | | | | | | | | | | | | |
| 2,3 | — | — | 1,8 | 0,05 | 0,03 | 0,10 | 0,35 | 0,17 | 0,82 | 0,31 | — | — |
| 1,0 | 1,0 | — | 1,8 | 0,10 | 0,03 | 0,04 | 0,15 | 0,06 | 0,37 | 0,38 | 0,67 | — |
| 1,3 | 1,5 | — | 2,1 | 0,10 | 0,03 | 0,06 | 0,13 | 0,07 | 0,33 | 0,48 | 0,90 | — |
| 1,0 | 2,0 | — | 2,0 | 0,11 | 0,03 | 0,04 | 0,09 | 0,06 | 0,23 | 0,40 | 1,15 | — |
| Сплав ЖС6К | | | | | | | | | | | | |
| 2,6 | — | 0,1 | 1,1 | 0,09 | 0,01 | 0,09 | 0,30 | 0,21 | 0,34 | — | — | 0,04 |
| 2,6 | — | 0,5 | 3,3 | 0,44 | 0,03 | 0,16 | 0,20 | 0,39 | 1,77 | — | — | 0,30 |
| 2,6 | — | 1,0 | 4,4 | 0,63 | 0,09 | 0,34 | 0,10 | 0,89 | 1,70 | — | — | 0,60 |

M_6C в результате частичного растворения карбида MC , а карбид $M_{23}C_6$ появляется после дополнительной выдержки сплава при температурах 800.. 1000°C.

В работе [29] указывается, что карбиды MC в сплаве ЖС6У имеющие вид «китайских иероглифов», представляют собой эвтектические образования этих карбидов и глобулей γ' -фазы образующейся из расплава. Эти образования являются дополнительным препятствием на пути движения дислокаций при ползучести: зарождение и развитие трещин не связано с ними, а происходит по границам зерен в местах расположения карбидов хром ($M_{23}C_6$) в виде прерывистой цепочки. Следует, однако, заметить что когда колонии карбидов в виде «китайских иероглифов» становятся достаточно протяженными и грубыми, они начинают

оказывать отрицательное влияние на прочностные и усталостные характеристики сплавов. Поэтому содержание углерода в литейных никелевых сплавах ограничивают величиной около 0,2% и искивают способы кристаллизации и легирования, обеспечивающие измельчение карбидных выделений MC в виде «китайских иероглифов».

Введение циркония в литейный Ni Cr сплав с высоким содержанием железа вызывает увеличение степени дисперсности карбидов и, как следствие этого, улучшение механических свойств. Цирконий в большей мере участвует в образовании карбидов, чем γ' -фазы, при этом увеличение его массового содержания в сплаве приводит к возрастанию объемного содержания карбидов [21]

Представляют интерес результаты исследований четырех композиций никелевых жаропрочных сплавов, термообработка которых проводилась при температурах, наиболее благоприятных для образования различных типов карбидов ($M_{23}C_6$ и M_6C наряду с исходным MC) нагрев до $1200^\circ C$ (выдержка 2 ч) охлаждение на воздухе до $845^\circ C$ (24 ч) нагрев до $+900...1040^\circ C$ (выдержка +охлаждение на воздухе 77.. 960 ч)

В этих сплавах присутствовали крупные частицы карбидов MC, выделившиеся как внутри зерен, так и по их границам, тонкие выделения карбидов $M_{23}C_6$, образовавшиеся преимущественно по границам зерен, а также карбидов M_6C , выделившиеся в основном в виде игл по границам и внутри зерен. Этими исследованиями [104] установлено, что гафний изменяет морфологию карбидов MC. исчезают карбиды MC в виде «китайских иероглифов», их распределение становится более равномерным, что приводит к улучшению свойств.

Предложены две гипотезы, объясняющие положительное влияние гафния на морфологию карбидов в никелевых сплавах. Согласно первой [104], гафний сегрегирует после затвердевания первичных (Ti, Ta) карбидов, связывает углерод и выделяется вокруг зародышей первичных карбидов. Согласно второй [103] образующиеся в присутствии гафния карбиды $M_{23}C_6$ всегда окружены оторочкой γ' . Поскольку последняя, как известно, является относительно более пластичной фазой, то она служит средой, в которой происходит пластическая приспособляемость карбидов к часткам приграничных зон. В этом случае мелкие частицы карбидов $M_{23}C_6$, оставаясь эффективными упрочнителями межзеренных границ, уже не являются концентраторами напряжений потенциальными центрами образования зернограничных трещин.

Гафний является активным карбидообразователем MC, вытесняя из них титан. В присутствии гафния параметр решетки карбида MC увеличивается [21]

Введение в сложнелегированные никелевые сплавы до 2,2% ниобия приводит к тому что карбиды MC образуются уже на основе ниобия. При увеличении количества углерода в сплаве содержащем 2 1% ниобия (ЭИ698) объемная доля образующих-

ся карбидов (Nb, Ti) с возрастает, причем на образование карбидов расходуются атомы ниобия, находящиеся в твердом растворе, — содержание его в γ' -фазе практически не меняется [2].

Указывается [30], что положительное влияние тантала на механические свойства объясняется не только тем, что он упрочняет γ -твердый раствор и γ' -фазу, но также и тем, что при легировании этим элементом образуется первичный монокарбид тантала, более прочно связанный с матрицей по сравнению с другими карбидами. При повышении содержания тантала в сплаве (или при уменьшении содержания титана) он принимает более интенсивное участие в образовании карбидов MC, вытесняя из них частично титан, вольфрам, молибден [21].

Повышенное содержание хрома в никелевых жаропрочных сплавах ведет к снижению механических свойств. Изучение литейного сплава ЖС6К и деформированного сплава ЖС6КП показало, что при содержании хрома больше 14% в них интенсивно образуются карбиды $M_{23}C_6$, выделяющиеся преимущественно по границам зерен и вызывающие значительное ухудшение механических свойств. Карбиды хрома и двойные карбиды образуются в основном по границам зерен и, создавая жесткую прерывистую или непрерывную сетку, оказывают заметное отрицательное влияние на механические свойства. Карбиды MC образуются в основном между осями дендритов и такой жесткой сетки не создают [21].

Состав карбидных фаз в сплавах зависит также от содержания и таких элементов, которые не образуют самостоятельных карбидов, но могут изменять растворимость как углерода, так и других карбидообразующих элементов. К таким элементам относятся, в частности, алюминий. Изменяя соотношение содержания алюминия и титана, можно стимулировать или подавлять образование двойных карбидов. Так, показано [21], что в сплаве ЖС6 при отношении $Al:Ti \leq 2$ основной карбидной фазой является карбид TiC. Двойной карбид в этих условиях не образуется. При более высоком отношении $Al:Ti$ появляется двойной карбид, который с увеличением содержания алюминия в сплаве становится основной карбидной фазой.

Положительная роль карбидов может заключаться также и в рафинирующем действии углерода в сплаве. При образовании карбидов в них концентрируются такие вредные для никелевых жаропрочных сплавов элементы, как S и P. В работе [3] при изучении литого ХН70МВТЮ установлено, что:

1) центрами образования карбидов могут быть окислы и нитриды;

2) некоторые элементы распределяются в них неравномерно: вольфрам обогащает центральную часть карбидов, а углерод, бор, сера и фосфор больше концентрируются у краев.

Подробное исследование состава и морфологии карбидов сложнолегированных литейных никелевых сплавов В1900, Rene и TRW NASA VIA проводилось в работе [105]. В этих сплав

содержание углерода несколько отличалось и изменялось (в массовых долях) от 0,1% (В1900) до 0,14% (TRW) и 0,17% (Rene 80). Наиболее сложнoleгированным из этих сплавов является TRW, содержащий гафний, тантал, рений и вольфрам (см. табл. 12). Сплав В1900 не содержит гафния, вольфрама и рения, но он легирован повышенным (по сравнению с двумя другими сплавами) количеством хрома, молибдена и алюминия. Сплав Rene 80 не содержит гафния, тантала и рения, в нем содержится наименьшее количество хрома и алюминия и наибольшее — титана. В результате исследования установлено, что карбиды MC присутствуют во всех трех сплавах в виде массивных блоков одинаково часто по границам зерен и внутри них, причем наибольшее их количество отмечено в сплаве TRW, а наименьшее — в сплаве Rene 80. При этом в сплаве TRW найдено две разновидности карбида на основе TiC: MC(1) (обогащенный танталом, ниобием и вольфрамом) и MC(2) (обогащенный гафнием).

В сплавах В1900 и Rene 80 образуется один тип карбидов MC (Ti, Ta)C и TiC соответственно.

При нагревах сплава TRW карбид MC(1) преобразуется в карбиды MC(2), $M_{23}C_6$ и M_6C , а в сплавах В1900 и Rene 80 карбид MC переходит в модификации M_6C и $M_{23}C_6$. Карбид MC(2) образуется позже карбида MC(1), когда содержание тантала, ниобия и вольфрама в твердом растворе вследствие образования карбидов MC(1) снижается, а содержание гафния возрастает, при этом количество карбида MC(2) с повышением температуры и времени выдержки растет. Карбид M_6C образуется только в результате изотермических выдержек. При этом в сплаве В1900 его образуется значительно больше, чем в сплаве TRW, а в сплаве Rene 80 он практически отсутствует. Карбид $M_{23}C_6$ образуется в большом количестве в сплаве Rene 80 и почти не образуется в сплавах В1900 и TRW. На основании этого исследования сделан вывод о том, что при изотермических выдержках в сплаве TRW образуются преимущественно карбиды MC(2), в сплаве В1900 — M_6C , а в сплаве Rene 80 — $M_{23}C_6$.

Появились исследования, направленные на установление связи морфологии образующихся карбидов с условиями кристаллизации. Показано [21], что при быстром затвердевании (заливка в холодные формы с низких температур) карбидные фазы MC имеют полиэдрическую форму и располагаются в сплавах между ветвями дендритов более или менее равномерно в виде мелких частиц; при медленном затвердевании (заливка в горячие формы особенно с высоких температур 1650...1720°C) карбидные частицы MC более крупные, удлиненной формы. Отмечено [106], что в зависимости от скорости направленной кристаллизации сплава IN 713C образующиеся в нем карбиды имеют разную морфологию: при очень быстрых скоростях кристаллизации они выделяются в виде чрезвычайно мелких «китайских иероглифов» по границам зерен, при снижении скорости роста «иероглифы» становят-

ся крупнее, а при дальнейшем замедлении ее исчезают вовсе при этом MC выделяются в виде довольно крупных отдельных образований.

В работе [107] представлены результаты исследования морфологии карбидов MC в сплаве IN 100 при направленной кристаллизации его с различным отношением градиента температур на фронте кристаллизации G к скорости роста R . Закалкой слитков с температур выше T_L показано, что в этом сплаве карбиды MC могут существовать при температурах выше ликвидуса. При кристаллизации они располагаются перед дендритами. Карбиды типа «китайских иероглифов» наблюдались при совместном росте γ -фазы и MC. При больших отношениях G/R образуются карбиды исключительно ограниченные и укрупняющиеся до подхода фронта кристаллизации. При уменьшении G/R наряду с ограниченными, появляются карбиды в виде «китайских иероглифов». При малом G/R ограниченные карбиды полностью исчезают.

В работе [108] указано, что недостаточно высокая температура заливаемого в форму металла может быть причиной образования крупных глыбообразных карбидов. Благодаря использованию этой работе метода дифференциального термического анализа установлено, что в сплавах IN 738 и эвтектическом сплаве системы Ni-TaC при температурах значительно выше ликвидуса (152 и 1540°C соответственно) наблюдается дополнительная эндотермическая реакция, свидетельствующая о растворении твердой фазы. Металлографические исследования слитков, залитых более низких температур по сравнению с указанными, показали наличие крупных ограниченных карбидов, которых не наблюдалось образовывались более мелкие диспергированные карбиды если температура жидкого металла составляла 1590°C.

Факт образования карбидов при температурах более высокой, чем температура солидуса, установлен также и в работе [32]. В этой работе микроструктурным анализом направленно кристаллизующихся образцов, закаленных с температур кристаллизации было показано наличие крупных ограниченных карбидов, расположенных в жидкости перед краями дендритов, что связано с их оттеснением от фронта кристаллизации.

Таким образом, следует считать достаточно точно установленным, что карбиды в никелевых жаропрочных сплавах образуются в жидкости значительно раньше, чем заканчивается кристаллизация сплава. Результаты работы [33] показали, что даже при высоких скоростях кристаллизации литейного сплава ЖС6У достигаемых гранульной технологией производства, гранулы в литом состоянии имеют различную степень дисперсности карбидов в зависимости от способа охлаждения распыляемого расплава.

Карбидные реакции в сплавах. Проведенные в последнее время исследования подтвердили сложившееся ранее представление о том, что карбиды $M_{23}C_6$ и M_6C в литейных никелевых сплавах образуются большей частью при термической обработке и в процессе эксплуатации. Уточнены области устойчивости карбидов всех трех основных типов в наиболее легированных сплавах.

карбид MC устойчив примерно до 1300°C, кубический карбид $M_{23}C_6$ — до 1050°C, двойной карбид M_6C до 1000..1250°C [51]

Важным является установление того факта, что образующиеся при высокотемпературных реакциях карбиды одного типа могут отличаться по форме или даже иметь несколько модификаций. Как указывается [109], что в сплаве В1900 образующиеся при изотермической выдержке (980°C карбиды M_6C имеют округлую форму на границах зерен и игл внутри зерен. Установлено также, что в сплавах Ni 20Cr 20W при старении в интервале температур 700 .. 150°C образуются карбиды $M_{23}C_6$ двух модификаций. Карбид $M_{23}C_6$ с периодом решетки 1,074 нм выделяется при этих температурах на ранней стадии старения. Карбид этого типа остается стабильным при температурах ниже 900°C. При температурах 900..1000°C он переходит в карбид $M_{23}C_6$ другой модификации с большим периодом решетки, равным 1,09 нм. Если температура старения выше 1000°C, то карбид $M_{23}C_6$, выделяющийся на ранней стадии, переходит в карбид M_6C .

В работе [109] приведены результаты сравнительного изучения карбидных реакций в сплаве как под нагрузкой, так и без нее. Исследовались превращения в литейном никелевом сплаве В1900 в процессе выдержки при температуре 980°C после термической обработки (нагрев 1080°C, 4 ч—охлаждение на воздухе; старение 900°C, 10 ч—охлаждение на воздухе) Образцы выдерживались в напряженном и ненапряженном состояниях в течение 2 ..2400 ч. Установлено, что и в том, и в другом случае выдержка приводит к диссоциации первичных богатых титаном и анталом карбидов MC при одновременном выделении богатых вольфрамом и никелем карбидов M_6C , имеющих округлую и пластинчатую форму и окруженных оторочкой из γ' -фазы, причем с увеличением времени выдержки их количество возрастает. Установлено также, что выдержка под нагрузкой ускоряет эти процессы в 2 раза.

В работе [34] проведена термодинамическая оценка сравнительной устойчивости карбидов типа MC (ZrC, NbC), $M_6C[(Ni_4W_2)C]$, $M_{23}C_6(Cr_{23}C_6)$ и растворимости наиболее стабильных карбидов в никеле. Из полученной в работе температурной зависимости изменения свободной энергии карбидов, близких по составу карбидам в соответствующих сплавах ЭИ698 и КС6К, следует что наиболее устойчивыми в интервале температур 600 ..1200°C являются карбиды MC, наименее устойчивыми карбиды $M_{23}C_6$.

Характеристические точки кривых растворимости некоторых карбидов в никеле приведены в табл 11

* Следует указать, что карбиды, идентифицируемые при микроструктурных исследованиях в виде игл, по-видимому, представляют собой пластины. Их игольчатая форма обусловлена пересечением пластинчатых карбидов плоскостью шлифа.

Таблица 11

Характеристические точки кривых растворимости карбидов МС
в никеле [34]

| Система | Температура предельной растворимости, °С | Предельная растворимость, % по массе |
|---------|--|--|
| Ni ZrC | 1150 | 1 |
| Ni HfC | 1230 | 1 |
| Ni NbC | 1330 | 3 |
| Ni TaC | 1340 | 3,5 |

Таким образом, к настоящему времени получена достаточно обширная информация относительно особенностей карбидной фазы в сложнoleгированных сплавах и ее стабильности в высоких температурах. Показано, что в высокожаропрочных сплавах карбиды МС вида «китайских иероглифов» образуются в жидкости. Установлены пути управления степенью дисперсности карбидов с помощью легирования, а также изменения условий кристаллизации. Проведены обширные исследования по изучению влияния гафния на морфологию образующихся карбидов и установлена его положительная роль в совершенствовании структуры

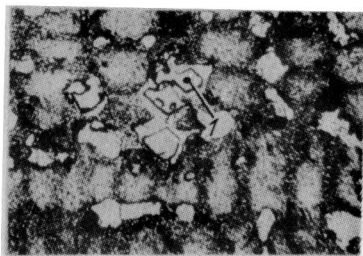


Рис. 5. Микроструктура высокожаропрочного литейного никелевого сплава с повышенным содержанием γ' -образующих элементов при увеличении 500:
1 — карбид M_6C , возникший при кристаллизации из расплава

сплавов. Изучен характер карбидных превращений в зависимости от уровня и продолжительности воздействия высоких температур и напряжений и т. д.

Вместе с тем, несмотря на значительную ценность полученных результатов, требуются дальнейшие исследования особенностей процессов образования карбидов в высокожаропрочных никелевых сплавах и их термической устойчивости. В частности важным является изучение влияния гафния на карбидные превращения и обусловленные карбидными реакциями изменения эксплуатационных свойств сплавов. Это необходимо для оптимального количества гафния, повышающего требуемые свойства.

В структуре современных сложнoleгированных сплавов никелевой основе могут присутствовать не только кар-

МС, образующиеся из жидкости, но и карбиды M_6C , также возникающие при кристаллизации из расплава (рис. 5). Указанное обстоятельство вызывает необходимость дополнительных исследований, поскольку роль таких карбидов в механизме упрочнения становится иной.

1. ИССЛЕДОВАНИЯ ДРУГИХ ФАЗ В ЛИТЕЙНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ

Другими фазами, присутствующими в структуре литейных жаропрочных никелевых сплавов, являются бориды, интерметаллиды Ni_3Nb , Ni_3Ti и Ni_3Ta , образующиеся в сплавах при повышенном содержании ниобия, титана и тантала соответственно; σ - и μ -фазы (промежуточные фазы с высокой твердостью, называемые «электронными соединениями») а также α -фазы, представляющие собой твердый раствор на основе хрома, вольфрама и др. Условия их образования определяются уровнем и характером легирования.

Указанные фазы достаточно подробно исследовались при изучении влияния легирования на структуру и свойства вновь создаваемых сплавов. Результаты выполненных исследований на отечественных сплавах весьма полно обобщены в работе [21]. Следует отметить, что все эти фазы (за исключением боридов в оптимальном количестве) либо являются менее эффективными упрочнителями по сравнению с γ' -фазой и карбидами, либо, выделяясь в виде пластин (σ , μ), резко снижают сопротивление сплавов разрушению при высоких температурах и оказывают при этом значительное отрицательное влияние на пластичность и ряд других характеристик.

Положительная роль бора в количестве от 0,005 до 0,05% заключается в том, что он, располагаясь преимущественно по границам зерен в местах сочленения решеток различной ориентации, совершенствует и упрочняет их. Бор понижает диффузионную подвижность по границам зерен в 5..10 раз и в 3 раза в теле зерна [46]. Поскольку разрушение в условиях высокотемпературной ползучести протекает по границам зерен, бор, улучшая состояние границ, эффективно влияет на увеличение долговечности до разрушения при длительном нагружении. Бориды, наблюдаемые по границам зерен, служат источниками бора для упрочнения границ. Боридные фазы сами являются эффективными упрочнителями границ, поскольку они практически не содержат основного элемента сплава никеля и поэтому слабо взаимодействуют с никелевым твердым раствором, существенно затормаживая диффузионные процессы, обуславливающие разупрочнение сплавов [21].

Способность боридов упрочнять границы зерен и при этом не подвергаться фазовым превращениям при сравнительно высоких температурах обусловила проведение исследовательских работ направленных на замену карбидного упрочнения в никелевых сплавах на боридное. При этом содержание бора было увеличено до 0,1..0,15% а углерода снижено до 0,02..0,03%. Экспе-

риментальные результаты [110] показали, что в этом случае возрастает не только длительная прочность, но и пластичность, поскольку при высокотемпературной обработке в сплавах отсутствуют жесткая сетка из образующихся вторичных карбидов. Сплавы этой группы обладают по сравнению с традиционными легированными углеродом и бором промышленными никелевыми сплавами в 4 раза более высокими значениями удлинения при разрыве в интервале температур 650.. 800°C, улучшенными литейными свойствами (пористость уменьшена в 2 раза), малой усадкой и гораздо более высокой жаропрочностью (долговечность их при 760°C в 4 раза, а при 980°C — в 2 раза выше, чем у обычных жаропрочных сплавов). Эти результаты дали основание говорить о новой «революционной металлургической концепции», позволившей решить сразу две задачи — создать сплавы, особенно пригодные для точного литья, и при этом значительно улучшить основные механические свойства без введения дорогостоящих добавок редких элементов. Вместе с тем следует указать, что введение в сплавы более высокого количества бора по сравнению с оптимальным приводит к образованию вредных боридных эвтектик. Кроме того, нужно иметь в виду, что бориды являются менее устойчивыми соединениями по сравнению с карбидами. Углерод является в большей мере электроотрицательным элементом, чем бор, поэтому карбиды, образующиеся вследствие перехода внешних *d*-, *s*-электронов от атома металла IV—VI групп к атому углерода, термодинамически устойчивее соответствующих боридов. Бориды в никелевых сплавах растворяются при более высокой, чем карбиды, температуре. Они значительно сильнее снижают температуру плавления. Поэтому в соответствии с известными теоретическими представлениями бориды должны эффективно повышать жаропрочность при средних температурах; в области более высоких температур, по-видимому, рациональнее карбидное упрочнение. Не случайно поэтому в литературе, посвященной разработкам и исследованию сплавов с боридным упрочнением, ничего не говорится о свойствах этих сплавов при температурах выше 1000°C.

Проведенное изучение условий образования топологически плотно упакованных (ТПУ) фаз, выделяющихся как внутри зерен и на их границах, показало, что увеличение содержания алюминия и титана может привести к увеличению объемной доли этих фаз в сплавах [35]. Дополнительное легирование бором 0,1...0,15 % (при снижении содержания углерода до значений меньших, чем 0,02%) за счет образования боридов типа M_3B_2 , в состав которых входят хром, молибден, вольфрам предотвращает выделение σ -фазы.

Из указанных фаз наименее изученной является фаза на основе вольфрама (α -W), хотя в наиболее жаропрочных литейных никелевых сплавах, в которых содержание вольфрама достаточно велико, она представляет собой заметный элемент в структуре. Изучение ее влияния на свойства сплавов данной группы

также условий ее образования в сплавах представляет собой важное направление исследований. Эта фаза выделяется в самостоятельном виде из γ -твердого раствора сплавов системы Ni—Cr—Al—Ti—W. К настоящему времени известно лишь, что фаза α —W начинает появляться в сплавах Ni—20Cr—20W, а в сплавах Ni—20Cr—0,4Al—0,4Ti, содержащих 25 и 35% вольфрама, она составляет 0 и 15% соответственно [36]. Образование фазы α —W в этих сплавах привело к увеличению их характеристик σ_b и $\sigma_{0.2}$ в 2 раза при всех исследованных температурах по сравнению с соответствующими характеристиками однофазного твердого раствора, однако их пластичность и ударная вязкость заметно снизились. Установлено, что при введении в сплав ЖС6У более 15% вольфрама в нем также наблюдается образование фазы α —W, при этом в направленно закристаллизованном состоянии долговечность сплава при 1100°C падает [37].

5. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СПЛАВОВ В СВЯЗИ С ЛИКВАЦИЕЙ

Важным направлением исследований, проведенных в последнее время, явилось изучение химической и структурной неоднородности литейных жаропрочных никелевых сплавов, вызванной дендритной кристаллизацией и связанными с этим ликвационными явлениями. Необходимость таких исследований обусловлена тем, что при изготовлении современных охлаждаемых лопаток с большим количеством мелких штырьков, перемычек и т. д. значительно возросли требования к обеспечению надежного уровня однородности свойств во всех местах отливок. Развиваемые в настоящее время способы литья жаропрочных сплавов, обеспечивающие разную макроструктуру (равноосная кристаллизация, равноосная кристаллизация с модифицированием, направленная кристаллизация, высокоскоростная направленная кристаллизация и т. д.) характеризуются различной степенью ликвидации легирующих элементов, что также требует специального изучения.

Ликвация при дендритной кристаллизации обусловлена недостаточной скоростью диффузии элементов в твердой фазе при затвердевании, а также скоплением в жидкости перед фронтом кристаллизации элементов, содержание которых в твердой фазе меньше, чем в жидкой. Осн дендритов закристаллизовавшегося металла обогащены элементами, повышающими температуру плавления, межосные пространства имеют более высокую концентрацию элементов, снижающих температуру плавления (рис. 6). Следовательно, ликвация является результатом как термодинамических обстоятельств, так и кинетических факторов.

Ликвационные явления в жаропрочных сплавах изучены недостаточно. Большинство исследований обобщено в работе [38]. В этой работе подробно представлены результаты систематических исследований ликвации основных легирующих элементов в никелевых сплавах. Показано, что алюминий практически не лик-

вирует при кристаллизации сплава. Коэффициент ликвации молибдена, хрома, железа и ванадия невелик (1,2), причём эти элементы обогащают межосные пространства (прямая ликвация). Титан, ниобий и тантал сильно ликвируют в межосную зону, коэффициент ликвации их больше 2,0. Вольфрам и кобальт, наоборот, в большей степени концентрируются в осях дендритов с коэффициентами ликвации 1,2 и 1,1 соответственно. Отмечено, что усложнённый характер ликвации в двойных системах на основе никеля сохраняется в тройных сплавах, при этом коэффициент прямой ликвации алюминия и молибдена возрастает до 1,2 и 1,1 соответственно, а обратной ликвации вольфрама — до 1,8. Дальнейшее усложнение легирования (четверные системы) приводит к увеличению коэффициента ликвации вольфрама и титан

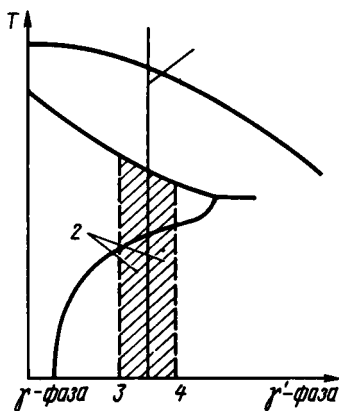


Рис. 6. Часть псевдобинарной диаграммы $\gamma-\gamma'$.
1 — средний состав сплава; 2 — область реальных составов этого же сплава, меняющаяся от осей дендритов (3) до межосных пространств (4)

в особенности при совместном легировании этими двумя элементами. Исследования ряда промышленных никелевых сплавов, подтвердив полученные результаты для более простых систем, показали, что титан и ниобий активно влияют на уровень и направление ликвации хрома: в сплавах без титана ликвация прямая, а при легировании ниобием или титаном — обратная.

Исследования ликвационных характеристик направленно кристаллизованного сплава MAR M200 показали, что в нем дендриты обогащены вольфрамом и кобальтом, а междендритные участки — хромом, титаном, никелем, алюминием и углеродом, причём дополнительное легирование сплава гафнием приводит к обогащению междендритных участков этим элементом [103].

Исследование сплава ХН77ТЮР показало [32], что в нем титан и молибден концентрируются в междендритных областях, а никель и хром распределяются равномерно.

Степень ликвации титана и вольфрама в направленно закристаллизованном слитке ниже, чем в слитке того же размера, но полученном при обычной кристаллизации [38]. Скорость кристаллизации также сказывается на коэффициенте ликвации легирующих элементов. Так, при увеличении скорости

направленной кристаллизации никелевого сплава с танталом с 0,05 до 0,25 м/ч коэффициент ликвации алюминия увеличивался слабо, а тантала значительно [111]. Если направленная кристаллизация осуществляется так, что оси дендритов 2-го и более высокого порядка не развиваются или дендриты в структуре вообще отсутствуют (затверждение с ячеистым или плоским фронтом кристаллизации) то этот вид ликвации может быть в значительной степени или полностью подавлен.

Микроструктурные исследования показали, что в областях, обедненных алюминием и титаном, размер выделившихся частиц γ' -фазы меньше, чем в областях, обогащенных этими элементами [29]

Следует указать, что многие вопросы, связанные с дендритной ликвацией, еще требуют изучения. В частности, не исследовано влияние на ликвационные характеристики некоторых важных легирующих элементов: гафния, ванадия, редкоземельных металлов (РЗМ и др. Недостаточно ясен вопрос, положительным или отрицательным фактором является наличие ликвации в сплавах с направленной структурой. Например, в работе [38] говорится о том, что ликвация в направленно закристаллизованных сплавах делает их структуру похожей на композиционную, и трещина, зародившаяся на поверхности образца, дойдя до сравнительно мягкого участка оси дендритов, обедненных легирующими элементами), затупляется вследствие релаксации напряжений и приостанавливает свое развитие. Однако в общем случае наличие значительных ликвационных зон разного масштаба следует считать нежелательным — они могут привести к образованию новых фаз, обуславливают неоднородность свойств и уменьшают стабильность сплава в целом

Глава 3. ЛЕГИРОВАНИЕ И СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗДЕЛА

Успехи в совершенствовании никелевых жаропрочных сплавов в значительной мере определяются результатами, достигнутыми при исследовании межфазных и межзеренных границ. Границы, являющиеся источниками зарождения истока вакансий и дислокаций, представляют собой наиболее уязвимые места в сплавах и в значительной мере определяют уровень прочности в условиях длительного высокотемпературного нагружения. Направленное легирование, обеспечивающее улучшение состояния границ, позволяет заметно повысить основные эксплуатационные свойства сплавов. Так, микролегирование бором и цирконием сплава Y500 дало возможность увеличить при 870°C его долговечность в 13 раз, удлинение в 7 раз, предел длительной прочности в 1,9 раза [4].

Поскольку объем граничных пространств чрезвычайно мал по сравнению с объемом сплава, то оказывается достаточным

введение очень малого количества легирующих элементов, что было достигнуто значительное улучшение основных механических характеристик.

1 ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН

Управление процессами образования границ зерен в литейных жаропрочных никелевых сплавах и, следовательно, степени их совершенства с помощью микролегирования или различных технологических приемов позволяет обеспечить наилучшее сочетание свойств в отливках. В сплавах с равноосной структурой в соответствии со сложившимися к настоящему времени представлениями зерна должны быть примерно одинаковыми по размеру и малыми по величине. Если к началу 1970-х гг. рекомендуемый размер зерна для литейных сплавов составлял 0,4 .. 3,2 мм, то имеющиеся сегодня технические возможности позволяют значительно сузить этот интервал и обеспечить отливках более равномерное зерно 0,5 .. 1,0 мм, что существенно повышает стабильность свойств материала.

Указанные требования к оптимальному размеру зерен объясняются сложной ролью межзеренных границ в развитии диффузии и дислокационных процессов, приводящих к разрушению в различных условиях нагружения материалов. Они определяют следующими соображениями

1 При кратковременных испытаниях на разрыв (наибольшее напряжение при коротком времени воздействия силовой нагрузкой разрушение идет или по телу зерна — низкие и средние температуры или по телу зерна и границам (высокие температуры). В этих условиях нагружения пластическая деформация возникает в результате скольжения вдоль наиболее плотно упакованных плоскостей. Границы зерен являются препятствием для перемещения дислокаций, определяющих процессы сдвига. Напряжение течения в этом случае связано обратной зависимостью с размером зерна: чем оно мельче, тем выше предел текучести. Скорость распространения трещины в материале с более мелким зерном ниже, поскольку на пути трещины значительно чаще встречаются препятствия в виде кристаллографически неблагоприятным образом расположенных областей (как показывала фраттографические исследования изломов, на границах зерен в большинстве случаев наблюдаются ступеньки, с которых начинается рост новой трещины в несколько ином направлении). Таким образом, более высокие кратковременные прочностные свойства, а также пределы усталости и текучести реализуются у сплавов с более мелким (до определенного предела) зерном, что неоднократно подтверждалось в экспериментах [40]. Пластичность при этом также возрастает, поскольку основные влияния на ее снижение оказывают достаточно хрупкие фазы — карбиды, бориды, нитриды, окислы и др., располагающиеся по г

ницам зерен, а при измельчении зерен эти фазы тоже измельчаются, что улучшает условия пластической деформации.

2. При испытаниях на ползучесть границы зерен представляют собой наиболее благоприятную область для зарождения пор, растущих за счет диффузии вакансий и их конденсации на зародышевых микродефектах. В этом случае разрушение идет по границам зерен, нормальным к направлению наибольшего действующего напряжения в лопатке [41]. Кроме того, повышенная плотность дислокаций вблизи границ зерен приводит к ускорению потери когерентной связи решеток γ - и γ' -фаз в этих участках при испытаниях на ползучесть при 900°C

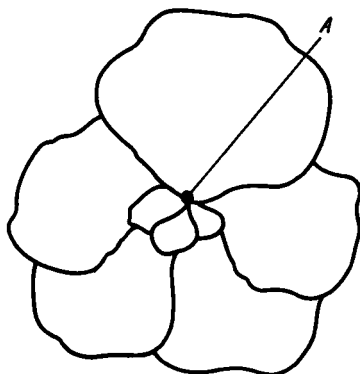


Рис. 7 Схематическое изображение разнотернистой структуры

образование стенок и сеток эпитаксиальных дислокаций, свидетельствующее о нарушении когерентности, в приграничных областях наступает гораздо раньше, чем в теле зерен [42]. Поэтому сплавы с мелким зерном значительно хуже работают в условиях ползучести по сравнению с материалами, структура которых состоит из более крупных (до оптимального размера) зерен.

3. Разнотернистость, при которой наблюдаются области, где к границе одного большого зерна сходятся несколько границ более мелких зерен (область А на рис. 7) оказывает неблагоприятное влияние на жаропрочные свойства, поскольку такие места являются более дефектными. Вероятность образования и скорость развития микропор в них существенно выше. Процессы ползучести в разнотернистом материале развиваются неравномерно.

Не случайно поэтому требования к оптимальной макроструктуре являются одними из наиболее важных при обеспечении высокого комплекса эксплуатационных свойств лопаток ГТД.

В настоящее время в промышленности стали широко и пользоваться новые методы управления макроструктурой литых сплавов, в частности поверхностное модифицирование и направленная кристаллизация. Поверхностное модифицирование позволяет создать в тонком поверхностном слое отливки равномерную мелкозернистую структуру, что существенно повышает сопротивление материала появлению первой трещины, которая, как известно, в большинстве случаев образуется с поверхности. Применение поверхностного модифицирования позволяет увеличить усталостную прочность и кратковременную прочность на 10-20% [43].

При направленной кристаллизации границы зерен в направлении, поперечном действию основной силовой нагрузки, отсутствуют. Вследствие указанных выше факторов это приводит к значительному повышению длительной прочности, пластичности и усталости при высоких температурах. Роль границ зерен при длительной работе материалов в области высоких температур является весьма важной. Именно по этим границам активно протекают диффузионные процессы, приводящие к разупрочнению сплавов. Коэффициент диффузии по границам зерен на несколько порядков выше, чем в теле зерна [44]. Важно подчеркнуть, что преимущественная диффузия по границам зерен сохраняется вплоть до предплавления температур, самодиффузия Ni^{63} , например, по крайней мере, до $1370^{\circ}C$. Диффузионная ширина границы зерна значительно больше кристаллографической ширины, оцениваемой в несколько десятых нанометра, а также область неравновесной зернограницной сегрегации, составляющей величину около микрометра, и меняется в пределах 4..5 м в зависимости от угла разориентировки соседних зерен.

Установлено, что никелевые сплавы, особенно при усложненном составе, обладают эффектом зернограницной наследственности после прошедшей рекристаллизации старые границы не исчезают совсем и напоминают о себе повышенной диффузионной проницаемостью, ведущей к увеличению общей диффузионной проницаемости сплавов и изменению свойств [45]. Это еще раз доказывает что для изготовления лопаток ГТД, работающих в наиболее тяжелых по сравнению с другими деталями двигателя температурно-силовых параметрах, литейные сплавы более предпочтительны перед деформируемыми, так как из-за наличия повышенного количества более термостабильной упрочняющей γ' -фазы температура собирательной рекристаллизации в значительной степени выше.

Методами радиоактивных изотопов показано, что в приграничных областях зерен наблюдается увеличенное содержание бора и легкоплавких металлов — олова, свинца, висмута. Легкоплавкие металлы представляют собой адсорбционную среду которая взаимодействует с жаропрочными сплавами в приграничных областях, вызывая снижение прочности (эффект Ребиндера). Установлено, что легирование ими в частности

оловом) приводит к увеличению диффузионной ширины границы зерна примерно в 2 раза (до 8 мкм) и возрастанию коэффициента зернограницной диффузии почти в 3 раза. Легирование тугоплавкими металлами (вольфрамом в противоположность олову приводит к некоторому снижению диффузионной ширины границ зерен. Присадка 0,01% бора приводит к уменьшению скорости диффузии никеля при 800°C по границам зерен никелевого сплава примерно в 5 раз и в 4 раза увеличивает время до разрушения при 975°C и нагрузке 200 МПа [2]. Положительное влияние бора заключается также и в том, что в его присутствии резко снижается коэффициент диффузии легкоплавких примесей по границам, а наличие дисперсных боридов задерживает движение дислокаций и процессы диффузии, замедляет ползучесть и развитие разрушения [46].

Методы радиоактивных изотопов оказались весьма эффективными при исследованиях границ зерен. С их помощью получена новая и чрезвычайно важная информация о вкладе тех или иных элементов или фаз на их основе в упрочнение границ. Показано, что малые добавки РЗМ (радиоактивный прометий, в сплаве ЖС6У) сосредоточены в центрах фазовых образований, располагающихся на границах зерен и выделяющихся из жидкости в конце кристаллизации [47]. Таким образом установлено положительное модифицирующее влияние РЗМ, заключающееся в том, что они, имея значительно больший по сравнению с никелем атомный диаметр и вследствие этого весьма низкую растворимость в твердом растворе, при затвердевании вытесняются вместе с остающейся жидкостью к периферии кристаллов и, являясь дополнительными центрами кристаллизации, способствуют улучшению процессов выделения различных фаз на границах зерен и тем самым совершенствуют границы. Возможно также что эти элементы сами улучшают структурное соответствие на границах, располагаясь в «дефектных» местах, образуемых при сочленении решеток соседних зерен (на вероятность подобного механизма «залечивания» границ атомами бора указывается в работе [39]). Иттрий и другие РЗМ способствуют существенному снижению активности диффузионных процессов на границах зерен. Микролегирование никеля иттрием замедляет зернограницную диффузию при 800°C в 4 раза [2]. При введении в сложнелегированный никелевый сплав ЖС6КП 0,01% церия или 0,05% празеодима коэффициент граничной диффузии уменьшается в 15 раз (при 800°C) и в 1,5 раза при 900°C) соответственно [48]. Показано [49], что добавки иттрия способствуют эффективному измельчению зерна в никелевых сплавах ЖС6К). Положительное влияние иттрия и других РЗМ, бора и циркония заключается также и в том, что при малом их содержании они способствуют измельчению и округлению карбидных частиц. При большом содержании циркония (~0,2%) размеры карбидных включений возрастают, что приводит к снижению свойств сплавов. Кроме того, бор с

участием циркония и других металлических элементов образуются на границах сложные бориды, которые оказывают двойное положительное воздействие на сплав.

1 Боридные включения так же, как и карбиды, являются дополнительными дисперсионными упрочнителями

2 При образовании боридов в них захватываются вредные примеси (олово, свинец, висмут и др.) содержание которых в сплавах специально ограничивают, но они потенциально могут присутствовать, попадая из исходных легирующих материалов или в результате реакции с тиглем и формой. Эти элементы имеющие низкую температуру плавления, при нагреве образуют различные легкоплавкие соединения, что приводит к резкому разупрочнению сплавов при высоких температурах. Бориды данных элементов отличаются более высокой температурой плавления и поэтому оказывают положительное влияние на стабильность структуры. В результате подобного действия бора и циркония прочностные и пластические свойства сплавов заметно возрастают. Присадка бора резко снижает содержание в сплаве кислорода и неметаллических включений. Введение оптимального количества добавок бора, церия и циркония не только повышает время до разрушения при 800°C в 4..6 раз, но при этом термостойкость литых деталей увеличивается в 1,5..2 раза. Однако надо иметь в виду, что введение этих добавок сверх оптимальных величин может приводить к ухудшению свойств.

В настоящее время считается, что бор, цирконий, а также РЗМ должны обязательно присутствовать в никелевых сплавах, но в оптимальном для каждого конкретного состава количестве.

Установлено, что гафний оказывает заметное положительное влияние на свойства сплавов благодаря тому, что он улучшает морфологию карбидов, лежащих на границах. В результате прочность границ повышается, охрупчивающее действие карбидных включений ослабляется и, следовательно, возрастает пластичность при ползучести в особенности в поперечном направлении у сплавов со столбчатой направленной структурой [112].

2. МЕЖФАЗНЫЕ ГРАНИЦЫ

Состояние межфазных границ в значительной мере определяет работоспособность сплавов, особенно современных высокопрочных, в которых количество упрочняющей γ' -фазы весьма значительно и соответственно велика протяженность фазовой границы.

Структурные изменения и фазовые превращения контролируются диффузией на этих границах. Поэтому изучение поведения раздела упрочняющая фаза матрица явилось объектом специальных исследований в нескольких работах. Анализ процессов диффузии, протекающих на границах раздела γ/γ' -фаз в литейных жаропрочных сплавах типа ЖС и ВЖЛ 2У, показыва-

что эти границы, наряду с границами зерен, являются основными элементами повышенной диффузионной проницаемости как при когерентном, так и некогерентном характере связи [47].

С. этой точки зрения важным является установление того факта, что иттрий и другие РЗМ оказывают положительное воздействие на жаропрочные сплавы не только тем, что совершенствуют межзеренные границы, но и своим присутствием внутри зерен. В частности, показано, что атомы РЗМ, находящиеся внутри зерен, локализованы на границе раздела γ/γ' -фаз [47]. Наряду с этим введение микродобавок РЗМ приводит к дозаспаду твердого раствора с выделением чрезвычайно мелких частиц γ' -фазы [42]. Так как приближение к третьей стадии ползучести характеризуется повышением плотности сеток дислокаций в твердом растворе, наличие подобных мелких выделений представляет собой значительное дополнительное препятствие движению дислокаций в γ' -фазе. В результате этого плотность их на установившейся стадии ползучести резко снижается и рост сеток дислокаций на поверхности раздела γ/γ' -фаз затормаживается, что приводит к существенному увеличению долговечности [42].

Поскольку полное изменение свободной энергии при образовании зародышей описывается двумя членами — объемным и поверхностным* можно полагать, что положительное влияние РЗМ на процессы выделения γ' -фазы заключается в том, что эти элементы снижают поверхностную энергию межфазных границ, способствуя тем самым углублению распада твердого раствора. В свою очередь снижение поверхностной энергии границ раздела γ/γ' -фаз улучшает степень когерентной связи, поскольку известно, что наименьшие значения удельной энергии поверхности раздела характерны для полностью когерентных выделений (у полностью некогерентных выделений энергия границ раздела значительно выше). Кроме того, чем меньше поверхностная энергия, тем выше, согласно теории Лившица—Слезова, скорость коагуляции частиц γ' -фазы.

Появившиеся новые методы растровой электронной микроскопии и атомно-региструющей автоионной микроскопии дали возможность приступить к изучению характера распределения легирующих элементов при приближении к межфазной границе. Так, называется что в сплаве IN939 межфазная поверхность характеризуется более высоким содержанием углерода, кремния и вольфрама, чем в γ - и γ' -фазах [113]. Однако каких-либо сообщений, связанных с наличием сегрегаций на атомном уровне, пока еще не сделано.

В настоящее время ведутся интенсивные исследования перективных, направленно закристиализованных эвтектических систем в которых одна из фаз повышает свойства матрицы по

* Строго говоря, в описание полного изменения свободной энергии при образовании фазы входит еще и третий член, характеризующий возникновение другой энергии, что следует иметь в виду, в особенности, если устанавливается когерентная связь новой фазы с матрицей

композиционному механизму упрочнения. В таких системах перераспределение нагрузки с матрицы на упрочняющее волокно (или пластины) осуществляется через межфазную поверхность. В этих сплавах упрочняющая фаза эффективно тормозит развитие поперечной трещины, обеспечивая значительно более высокие по сравнению с другими сплавами усталостные свойства. Так, в эвтектике Al—AlNi предел усталости на базе 0⁸ цикла в 4..5 раз выше предела усталости матрицы [51]. Усталостные свойства пластинчатых эвтектик (Ni—Cr—Ni—Ni₃Nb, Ni₃Al—Ni₃Nb) а также волокнистой эвтектики Ni (Co, Cr)—MC значительно выше, чем литейных никелевых сплавов с дисперсионным упрочнением.

В связи с этим вопросы структурной стабильности направленных эвтектик приобретают особо важное значение. В огрубленной структуре, сопровождающемся падением свойств, большую роль играют дефекты структуры, создающие пути ускоренной диффузии. Это явилось причиной появления работ, посвященных изучению межфазных поверхностей раздела в подобных сплавах. Так, в работе [114] сообщается, что в направленной эвтектике Ni—Cr—TaC в интервале температур 700—900°C имеется примущественная диффузия на поверхности раздела между усами TaC и матрицей Ni—Cr.

Упрочняющая фаза в направленных эвтектиках имеет пластинчатую форму (в сечении) при ее объемной доле, превышающей 32%. Если ее объемная доля меньше 32%, то она кристаллизуется в форме волокон. Введение в эвтектический сплав NiAl—34Cr небольшого количества молибдена (0,7%) или других элементов (ванадий, вольфрам) может привести к изменению морфологии фазы на основе хрома с волокнистой на пластинчатую.

Направленная кристаллизация эвтектик обеспечивает гораздо более высокую степень совершенства межфазовых границ, что в свою очередь затрудняет передвижение дислокаций и диффузионные процессы. Авторадиографические исследования диффузии в сплаве Ni₃Al—Ni₃Nb показали [47], что границы фаз при равноосной кристаллизации гораздо более диффузионно проницаемы, чем при направленной, при этом в направленно кристаллизованной эвтектике диффузия по межфазным границам наблюдается в основном на изогнутых (имеющих, по-видимому, повышенное количество дефектов) участках межфазных границ. Коэффициенты самодиффузии никеля в эвтектическом сплаве Ni₃Al—Ni₃Nb для равноосной структуры выше в 2 раза при 1000°C и в 5 раз при 900°C), чем для направленной. Решающая роль изогнутых межфазных границ в разупрочнении сплава была подтверждена в работе [52], в которой методом дифракционной электронной микроскопии показано, что плотность дислокаций на такой границе много выше, чем на плоской.

Указанные авторадиографические исследования показали также, что во всех случаях на дефектных участках межфазных

границ наблюдается усиленная диффузия, приводящая в конечном итоге к снижению прочностных свойств эвтектических сплавов. При этом дефекты структуры выполняют двойную роль: они создают условия для возникновения градиента концентраций и представляют собой пути коротких циркуляций, т. е. являются местами ускоренной диффузии.

Подробный анализ проблемы структурной стабильности на правленно закристаллизованных эвтектических сплавов, которая во многом определяется стабильностью межфазной границы, проведен в работе [53]. В этой работе обобщены теоретические и экспериментальные исследования влияния дефектов структуры, легирующих элементов, а также скорости кристаллизации на особенности получаемой структуры направленных эвтектик, уровень и стабильность их механических характеристик.

Глава 4. ЛЕГИРОВАНИЕ И ЖАРОСТОЙКОСТЬ

Сложные условия работы деталей из жаропрочных сплавов (высокие температуры и напряжения + окислительная среда) делают критерий жаростойкости одним из весьма важных при определении оптимальных композиций сплавов. Высокотемпературное окисление, являющееся одной из разновидностей химической коррозии металлических материалов, представляет собой отрицательное явление, поскольку оно приводит к заметному снижению свойств во время эксплуатации из-за утонения рабочих сечений и возникновения дополнительных концентраторов напряжений вследствие преимущественного окисления поверхности в наиболее дефектных местах, в частности границ зерен. К настоящему времени механизм окисления металлов при высоких температурах изучен и обобщен достаточно подробно.

Жаростойкость металлов, т. е. способность их противостоять высокотемпературному окислению, определяется скоростью химической реакции кислорода и металла, приводящей к образованию окисла, а также диффузией ионов кислорода и металла в пленке окислов.

Зависимость окисления от времени может быть различной, а именно:

1 Наиболее интенсивное окисление, характеризуемое линейной зависимостью, возникает в тех случаях, когда образующаяся пленка окислов является настолько рыхлой и дефектной, что она практически не препятствует проникновению ионов кислорода к ионам металла. В этом случае процесс окисления в основном определяется скоростью химической реакции.

2. Если на поверхности металла образуется сплошная, плотно прилегающая пленка окислов, то процесс окисления, определяемый параболической закономерностью; значительно замедляется (в особенности при увеличении толщины окисного слоя.) В этом случае диффузия ионов через пленку окислов играет существ-

венную роль и в зависимости от природы и степени совершенства пленки (т. е. возможного характера диффузионных процессов) показатель степени параболы может меняться от 1, 2 и даже до 3. Характер окисления никелевых сплавов в основном подчиняется параболической зависимости.

3. Начальные стадии окисления или окисление при низких температурах характеризуются логарифмическим законом. Это наиболее слабое окисление. Процессы его активно торможены объясняются быстрым накоплением отрицательного заряда пленкой окислов, вызванным переходом в нее электронов при ионизации атомов металла и препятствующим дальнейшему перемещению в пленку новых электронов вследствие возникновения в ней потенциального барьера. Однако при последующем росте пленки (когда толщина ее становится больше толщины слоя образующего пространственным отрицательным зарядом диффузия становится определяющим процессом и логарифмическая зависимость переходит в параболическую.

Экспериментальные и теоретические исследования показывают, что скорость окисления экспоненциально зависит от температуры.

Большое влияние на жаростойкость оказывают условия работы материала. Так, при термоциклировании в результате возникающих термических напряжений, обусловленных различием в коэффициентах линейного расширения сплава и окислов, в окисленной пленке резко возрастает количество дефектов, что активизирует диффузионные процессы в ней и в результате увеличивает интенсивность окисления.

Необходимо отметить, что в настоящее время активно ведутся работы, направленные на создание эффективных защитных покрытий на лопатки ГТД. Разработаны различные типы диффузионных покрытий, получаемых в процессе алитирования и хромоалитирования, а также покрытий, представляющих собой комбинации слоев алитированного и пятикомпонентного покрытия системы Ni—Co—Cr—Al—V. Появились новые покрытия, наносимые электронно-лучевыми методами. Реализация их на практике позволила существенно увеличить работоспособность лопаток, и исследования в этом плане вылились в новое важное направление. Вместе с тем высокая жаростойкость никелевых сплавов и сегодня остается серьезным требованием для обеспечения надежной работы деталей в ГТД. Возникновение различных дефектов в покрытии при эксплуатации (трещины, эрозия, износ и т. д.) не должно привести к разрушению в результате катастрофического окисления.

Алюминий и хром являются элементами, эффективно защищающими никелевые сплавы от высокотемпературного окисления. Исследования скорости окисления направленных эвтектических систем Ni—Al—Nb в зависимости от легирования алюминием и хромом показали [54], что наибольшую окисляемость имеет эвтектика Ni—22,4Nb. Введение в эту эвтектику 2,5 и 4,5% алюминия значительно снижает скорость окисления. Наиболее высокие

сопротивление окислению достигается тогда, когда в эвтектике наряду с алюминием присутствует в достаточном количестве хром (~6%), который преимущественно находится в γ -твердом растворе. Однако из-за активного влияния их на фазовый состав и структуру (алюминий является эффективным γ' -образователем, а хром способствует образованию ряда нежелательных фаз, о чем говорилось ранее) содержание этих элементов ограничивают. Максимально возможное содержание алюминия и хрома можно определить лишь после тщательного изучения всех последствий, вызываемых структурными и другими изменениями при увеличении содержания этих элементов в сплаве. Тем не менее, требование обеспечения высокой жаростойкости сплавов является настолько важным, что в ряде случаев приходится идти на осуществление таких сложных и трудоемких работ с тем, чтобы обеспечить в сплаве максимально возможное содержание хрома. В связи с этим следует отметить, что для изготовления стартовых и турбинных лопаток, работающих в агрессивных средах, начал применяться литейный никелевый сплав IN939. Этот сплав обладает в несколько раз более высокой коррозионной стойкостью по сравнению с используемыми (что было достигнуто за счет повышения содержания хрома с 12...16% до 22,5%) и отличается низкой плотностью ($8,16 \text{ г/см}^3$), а также высокими литейными качествами (его температура солидус 1235°C , температура ликвидус 1340°C) [55].

Известно, что увеличение концентрации хрома в сплаве приводит к увеличению содержания этого элемента в окисной пленке как в составе шпинели $\text{Ni}(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_4$, так и в виде окисла Cr_2O_3 , что значительно снижает скорость окисления. Однако в работах, связанных с созданием сплавов с повышенным содержанием хрома, указывается, что разработки в этом направлении ограничены, так как увеличение содержания этого элемента может привести к образованию интерметаллидных соединений и потере пластичности. Интересным является то, что в окалине сплавов $\text{Ni}-20\text{Cr}-\text{Co}$ при введении в них до 40% кобальта возрастает содержание окисла Cr_2O_3 . Это приводит к существенному увеличению жаростойкости и означает, что регулировать содержание хрома в окисной пленке можно не только путем изменения содержания его в сплаве, но также и за счет направленного легирования другими элементами.

В работе [56] говорится еще об одной возможности повышения жаростойкости сплавов без изменения состава сплава. Суть заключается в том, что при нагреве сложнолегированных сплавов в вакууме $10^{-1} \dots 10^{-3} \text{ Па}$ при температуре порядка 1100°C на поверхности образца происходит избирательное окисление алюминия. Образовавшаяся защитная пленка при последующем нагреве на воздухе в интервале температур $850 \dots 950^\circ\text{C}$ преобразуется в надежную, толщиной 1 мкм, защитную пленку $\text{Al}, \text{Cr})_2\text{O}_3$, обеспечивающую значительное замедление скорости окисления.

Ванадий является элементом, эффективно упрочняющим жаропрочные никелевые сплавы. Однако его введение в сплав приводит к заметному снижению стойкости против окисления, этой точки зрения представляет интерес работа [8], в которой показано, что легирование ванадием до 1,5% не снижает жаростойкость сплава ВЖЛ12У.

Ранее говорилось о преимущественном характере окисления по границам зерен. Поэтому особую важность приобретают следования, направленные на повышение стойкости границ при высокотемпературной коррозии. Установлено, что ряд элемент-

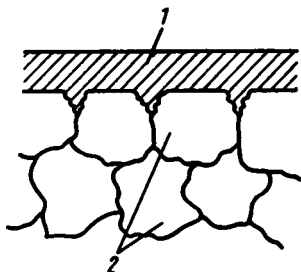


Рис. 8. Схематическое изображение структуры образца (поперечное сечение) с окисленной поверхностью: 1 — окисная пленка с «зубьями» по границам зерен; 2 — зерна сплава.

вводимых в сплавы в малом количестве с целью упрочнения границ, оказывает значительное положительное влияние на жаростойкость. К таким элементам в литейных никелевых жаропрочных сплавах относятся, в частности, кремний, циркон, марганец и РЗМ. Их химическое сродство к кислороду выше, чем у никеля. Они образуют более плотные окисные пленки, которые, с одной стороны, значительно затормаживают процесс диффузии через них ионов кислорода и металла, а с другой стороны, увеличивают прочность сцепления пленки с матрицей из-за возникновения у окисного слоя «зубьев» на границах зерен (рис. 8).

В работе [56] сообщается о существенном положительном влиянии кремния в количестве 0,5% на жаростойкость напыленно закристаллизованных сплавов системы Ni—Al—Mo; при окислении этих сплавов при легировании кремнием после выдержки при 1200°C в течение 21 ч составил 1,2...5,2 мг/см². Отмечено положительное влияние на жаростойкость 0,75% кремния в сплавах системы Ni—Co—Cr—Al. Вместе с тем указывается, что содержание в никель-хромовых жаропрочных сплавах кремния более 1%, а также марганца более 1% и железа более 3% снижает коррозионную стойкость. С целью обеспечения более высокой коррозионной стойкости в сплавы иногда вводят достаточно большое (в условиях микролегирования) количество РЗМ. Например, в работе [77] приводится состав нового литейного Ni—Cr—Mo сплава, содержание лантана в котором достигает 0,08%.

Появление процесса направленной кристаллизации обусловило проведение работ по сравнению коррозионной стойкости

сплавов с равноосной и направленной структурами. Однако имеющиеся результаты противоречивы и немногочисленны. Так, в одной работе [57] говорится, что сплавы с направленной структурой обладают лучшим сопротивлением окислению, а в другой [115] на основании изучения большой группы промышленных и опытных сплавов сделан вывод о том, что без защитного покрытия сплав, направленно закристаллизованный, окисляется существенно быстрее, чем после равноосной кристаллизации при одинаковом химическом составе. Таким образом, вопросы окисления никелевых жаропрочных сплавов в зависимости от макроструктуры еще требуют исследований и соответствующих объяснений.

Глава 5. ЛЕГИРОВАНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ

Описанные в предыдущих главах результаты исследований структуры и фазового состава литейных никелевых сплавов в связи с легированием показывают что влияние каждого легирующего элемента на свойства сплавов является сложным, и требует чрезвычайно тщательная и трудоемкая работа по подбору композиции, обеспечивающей оптимальный комплекс свойств. Вместе с тем проведенные исследования дают возможность осуществить некоторые обобщения и установить тенденции легирования для получения жаропрочных сплавов с повышенными эксплуатационными свойствами.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА УРОВЕНЬ ОСНОВНЫХ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ

Алюминий и титан. Анализ составов наиболее жаропрочных литейных никелевых сплавов (см. табл. 12) показывает что увеличение долговечности при высоких температурах достигается за счет повышения содержания этих элементов. Наоборот с увеличением содержания (при общем увеличении количества γ' -фазы и образующих элементов в сплавах) в особенности титана, даже несколько снижается. Это можно объяснить тем, что при достигнутом уровне легирования более эффективными упрочнителями и в высоких температурах начинают выступать такие γ' -образующие элементы, как гафний, ниобий, тантал и др., поскольку и интенсивнее упрочняют γ' -фазу [26], повышают ее стабильность [15] и обеспечивают более широкие возможности для достижения параметров соответствия на межфазных γ/γ' -границах; кроме того, увеличение содержания этих элементов приводит к улучшению структуры и повышению стабильности образующих карбидов.

Гафний, ниобий, тантал широко используются при легировании высокожаропрочных сплавов. О положительной роли их

как в упрочнении γ' -фазы, так и γ -твердого раствора горилось ранее. Эти элементы являются сильными карбидообразователями. Легирование ими позволяет существенно повысить рабочие характеристики сплавов.

Следует особо указать на положительное влияние гафния в улучшении наиболее важных характеристик жаропрочных сплавов. Как правило, прочность и пластичность связаны взаимно противоположным образом, т. е. увеличение одной приводит к снижению другой. Гафний оказался одним из тех редких элементов, введение которого в жаропрочные никелевые сплавы позволило одновременно повысить как их прочность, так и пластичность. Он совершил своеобразную революцию в теории легирования. В результате были созданы не только новые сплавы с высоким уровнем жаропрочности и пластичности (MAR M200, TRW NASA VIA, PWA1422 и др.), но и значительно улучшены разработанные ранее сплавы IN100, B1900 и др., введением которых гафния позволило, не снижая жаропрочности, существенно повысить их пластичность. Имеются успешные попытки использовать положительное влияние гафния на пластичность и прочность для того, чтобы заменить им в составе жаропрочных сплавов ставший к последнему времени остродефицитным кобальт. Так, сплав MAR M200 без кобальта, но легированный дополнительно 1,0...1,5% гафния и 0,2...0,15% бора имеет долговечность и пластичность при 900 и 1000°C на уровне стандартного сплава MAR M200 [142]. Гафний увеличивает размеры эвтектики ($\gamma-\gamma'$) и изменяет морфологию карбидов MC, которые в гораздо меньшей мере имеют вид «китайских иероглифов» и в большей степени приобретают форму округлых включений, что приводит к улучшению механических свойств. Согласно движущей гипотезе гафний сегрегирует после затвердевания в титановых (Ti, Ta)-карбидах из эвтектических ($\gamma-\gamma'$) областей и связывает углерод, выделяясь вокруг зародышей первичных карбидов [104]. Под влиянием гафния образующиеся эвтектические колонии ($\gamma-\gamma'$) значительно искривляют границы зерен, что приводит к повышению сопротивления ползучести.

Поскольку одним из положительных следствий введения гафния в состав сплавов является облагораживающее действие на морфологию карбидов, располагающихся в значительной мере по границам зерен, это означает, что гафний замедляет и улучшает состояние границ. С этой точки зрения особенно важным является совместное введение его с рзт и иттрием (1,2% гафния и 0,01...0,08% иттрия), которые также оказывают значительное упрочняющее влияние на границы. Положительная роль гафния как упрочнителя границ объясняется также и тем, что, находясь в боридной фазе, он замещает хром, делая ее более тугоплавким; кроме того, соединяясь с серой, он создает более стойкие сульфиды [58].

Введение гафния в направленно закристаллизованные сплавы позволило значительно повысить их пластичность в поперечном направлении.

Ниобий также является одним из желательных элементов при легировании высокожаропрочных сплавов. Он представляет собой γ' -образующий элемент который вместе с тем в заметных количествах входит в состав γ -твердого раствора и карбидов. Его положительная роль заключается не только в совершенствовании γ' -упрочнения, но также и в том, что он значительно упрочняет твердый раствор, а одновременное наличие его в твердом растворе и упрочняющих фазах помимо повышения жаропрочности приводит к снижению склонности сплавов к перестариванию вследствие ослабления диффузионных процессов, что улучшает структурную стабильность и ресурс работы. Этот элемент благоприятно влияет на уменьшение склонности к зо-нальной ликвации.

Тантал является элементом, значительно повышающим механические свойства сплавов. Он эффективно упрочняет γ' -фазу и образует карбиды MC, более прочно связанные с матрицей [30]. Вместе с тем этот элемент весьма дефицитен, что существенно сдерживает использование его в жаропрочных сплавах.

Ванадий и цирконий. Ванадий способствует повышению жаропрочности [21], однако этот элемент оказывает заметное отрицательное влияние на жаростойкость. Поэтому вводить его в качестве легирующего компонента в сплавы необходимо с достаточной осторожностью.

Цирконий присутствует в литейных жаропрочных сплавах в малых количествах (0,05% в сплаве MAR M200 и 0,08% в сплаве B1900) Зависимость пластичности от содержания циркония в пределах 0,005...0,05% сложная: максимальная пластичность наблюдается при введении 0,01% циркония, при большем или меньшем его содержании пластичность снижается. Совместное микролегирование (цирконий + бор) оказывает весьма благоприятное влияние на свойства сплавов и может повышать время до разрушения образцов при испытании на ползучесть несколько раз.

Вольфрам и молибден. Эти элементы положительно влияют на свойства никелевых жаропрочных сплавов. Вольфрам по сравнению с молибденом оказывает большее упрочняющее влияние с этой точки зрения более предпочтителен. Молибден тем не менее является желательным элементом, присутствующим в литейных сплавах в количестве 2...6% [118]. Он является одним из наиболее распространенных и дешевых металлов, применяемых для легирования жаропрочных сплавов. Сплавы, содержащие молибден, более стойки к сульфидной коррозии по сравнению со сплавами, в которых молибден отсутствует

Рений оказывает заметное положительное влияние на свойства сплавов. Однако из-за малой распространенности в земной коре

этот элемент чрезвычайно дефицитен и используется при литевании литейных никелевых сплавов весьма ограниченно.

Хром и кобальт. Повышение жаропрочности сплавов сопровождается заметным снижением содержания в них хрома с 12 до 20% (Нимоник 80, 90) до 8...9% (B1900, MAR M200). В целом по мере усложнения составов сплавов и увеличения в них концентрации γ' -образующих элементов содержание хрома в сплавах необходимо уменьшать, чтобы не снижалась жаропрочность. Это связано с тем, что:

во-первых, хром в основном присутствует в твердом растворе (см. табл. 7) в котором его содержание значительно выше, чем в целом в сплаве. Усложнение легирования привело к заметному уменьшению объемной доли γ' -фазы в сплавах, следовательно к снижению потребности количества хрома;

во-вторых, как указывалось ранее, в сложнолегированном многокомпонентном твердом растворе растворимость хрома заметно снижается и он легко образует самостоятельные фазы на основе α -Cr, σ -, μ -фаз, карбидов $M_{23}C_6$, M_6C и др., что приводит к снижению механических свойств как из-за их желательной морфологии, так и вследствие обеднения основных фаз важными легирующими элементами. Кроме того, в высокожаропрочных сплавах хром уменьшает количество образующейся при распаде γ' -фазы. Так, увеличение содержания хрома в сплаве ЖС6К с 11,0 до 18,6% вызывает снижение образующейся при распаде γ' -фазы примерно на 25% [21]. Вместе с тем уменьшение содержания хрома приводит к неизбежному ухудшению жаростойкости. Это важное обстоятельство должно учитываться при разработке новых сплавов.

Кобальт в незначительной степени повышает жаропрочность в его присутствии заметно возрастает пластичность сплавов. Оптимальное содержание его находится на уровне 10% и в рубежных сплавах практически не менялось при усложнении их состава.

Углерод. Содержание углерода в современных высокожаропрочных сплавах составляет около 0,15% (MAR M200, MAR M200 и др.) В некоторых случаях для повышения пластичностипустимое количество углерода снижают до 0,03...0,07% (ср. с IN 713 LC модификация литейного сплава IN 713), хотя в этом случае наблюдается определенное падение прочностных свойств. Пониженным количеством углерода характеризуются также составы некоторых сплавов для направленной кристаллизации (см. ниже)

В целом, при определении оптимального содержания углерода необходимо одновременно учитывать, что образование «горячих» трещин при литье сложных по конструкции лопаток более вероятно при пониженном содержании углерода, образующейся только весьма стабильные при высоких температурах упрочняющие карбидные фазы, но и являющегося эффективным окислителем.

Микролегирующие элементы. Бор и РЗМ являются обязательными элементами, специально вводимыми в литейные жаропрочные сплавы в малых количествах. О механизмах их положительного влияния говорилось ранее. Оптимальное содержание бора составляет 0,01...0,02% при легировании углеродом в пределах 0,1...0,2%. Ранее говорилось о положительном влиянии бора на свойства сплавов при увеличении его содержания до 0,2% но при одновременном снижении уровня углерода до 0,02%. Иттрий и другие РЗМ заметно повышают стойкость к высокотемпературному окислению. При содержании их в сплавах на уровне 0,01...0,05% существенно снижается и диффузия по границам зерен [48] и соответственно возрастает жаропрочность. Все перечисленные выше элементы оказывают положительное влияние на свойства сплавов и в том или ином оптимальном соотношении и количестве специально вводятся в современные высокожаропрочные сплавы.

Элементы примеси. В сплавах кроме полезных микродобавок или нейтральных примесей могут быть примеси вредные. Их содержание либо ограничивается, либо эти элементы стремятся исключить.

Исследование влияния переменного содержания кремния (0,05 и 1,0%) на жаростойкость и механические свойства сплавов IN 713C и MAR M200 [119] показало, что этот элемент повышает стойкость сплавов к окислению, но при этом заметно снижает длительную прочность и пластичность. Кремний снижает температуры ликвидус, солидус и температуру расщепления карбидов.

Такое же отрицательное влияние на свойства сплавов оказывает марганец. Поэтому содержание в сплавах кремния и марганца ограничивают величиной порядка 0,2...0,3%.

В литейных никелевых сплавах ограничивается также и содержание железа, которое не должно превышать 3%.

В настоящее время внимание исследовательских лабораторий сосредоточено на изучении вредного влияния многих примесных элементов, которые, присутствуя в минимальных долях в сплавах, резко снижают их эксплуатационные характеристики. Так, наличие весьма малой $10^{-9}\%$ (по массе) примеси теллура уменьшает время до разрушения экспериментального сплава при 150°C и нагрузке 236 МПа с 55 ч до 1 ч, а удлинение — с 2,0 до 1,4%. Наличие весьма малых примесей свинца и висмута может снизить срок службы при испытаниях на длительную прочность сплава MAR M200 при 760°C на 2 порядка, а при 980°C на порядок.

Установлено, что многие вредные примеси накапливаются в количествах в процессе их длительной работы после 7000 ч эксплуатации содержание в сплаве MAR M200 свинца увеличилось по массе до $12 \cdot 10^{-4}\%$ кальция до $51 \cdot 10^{-4}\%$ калия — до $32 \cdot 10^{-4}\%$

Выше указывалось, что легкоплавкие примеси, скапливаясь по границам зерен, влияют на жаропрочность согласно эффекту Ребиндера — адсорбционному понижению прочности. При этом часто по границам зерен образуются легкоплавкие соединения типа эвтектики. Содержание вредных примесей на границах зерен может на несколько порядков превышать их среднее содержание в сплаве, с чем и связано их отрицательное влияние на свойства жаропрочных сплавов. В частности, содержание серы на границах зерен в сталях в 50 раз выше среднего содержания, определяемого обычным химическим анализом.

При анализе вредного влияния ряда примесей следует помнить, что никелевые сплавы при испытаниях на жаропрочность размягчаются по границам зерен, где, как правило, и находятся вредные примеси, оттесняемые в эти участки в процессе кристаллизации сплава.

Полученные результаты явились основой для введения уточненных спецификаций на содержание вредных примесей, которым отнесена «половина элементов периодической системы» [120]. Фирмой «Эрисерн» установлено максимально допустимое содержание кислорода и азота в никелевых сплавах после вакуумно-индукционного переплава, равное 0,0015% [121], а согласно спецификации SAEAMS 2280 содержание (в % по массе) жаропрочных сплавов висмута и теллура не должно превышать: висмута — $5 \cdot 10^{-5}$; селена — $3 \cdot 10^{-4}$; свинца и таллия — $5 \cdot 10^{-4}$; сурьмы, мышьяка, гадолиния, галлия, германия, золота, индия, ртути, калия, серебра, натрия, тория, олова, урана и цинка — не более $5 \cdot 10^{-3}$ каждого и менее $4 \cdot 10^{-2}$ % для всех.

Предполагается осуществление разработок весьма точных приборов и методов, позволяющих контролировать присутствие в сплавах чрезвычайно малых примесей свинца, висмута, олова, теллура и других элементов.

2. МЕТОДЫ ПОИСКА ОПТИМАЛЬНЫХ СОСТАВОВ

Несмотря на то, что разработка методов поиска оптимальных составов жаропрочных сплавов является актуальной (вследствие острой потребности повышения рабочих температур материалов), количество методов их поиска ограничено. Отсутствие достаточного количества методов поиска оптимальных составов обусловлено следующими трудностями, возникающими при разработке сплавов:

1. Наиболее оптимальные композиции должны отвечать широкому кругу различных требований (прочность, пластичность, долговечность, чувствительность к концентраторам напряжений, устойчивость, жаростойкость и т. д.)

2. При легировании сплавов может вводиться в действие несколько механизмов упрочнения: твердорастворное, дисперсионное с когерентной связью γ/γ' дисперсионное ($\gamma-\gamma'$, $\gamma/\text{карбиды}$, $\gamma/\text{бориды}$) за счет изменения степени дисперсности упрочняющих фаз, а также за счет регулирования их объема

содержания или повышения термостабильности, упрочнения грани и т. д.

3. Сплавы представляют собой многокомпонентные и многофазные системы, причем большинство фаз (в особенности в последних наиболее жаропрочных сплавах) являются предельно насыщенными, поэтому изменение содержания каких-либо элементов может привести к различным фазовым превращениям или к образованию новых фаз, что является труднопредсказуемым, требует обстоятельного изучения и тяжело поддается обобщению, поскольку при ином, но достаточно близком легировании могут идти совершенно другие процессы структурных изменений, хотя меняется содержание тех же элементов. Например, в сложнелегированных сплавах увеличением количества γ' -образующих элементов можно добиться не только роста объемного содержания выделений γ' -фазы, но и образования фазы на основе α -W₆C и т. д.

Рассмотрим известные в настоящее время методы поиска оптимальных составов.

Основной метод. Суть его заключается в том, что установленное на основании экспериментальных или теоретических исследований положительное влияние какого-либо легирующего элемента на то или иное свойство (группу свойств) пытаются использовать для совершенствования составов сплавов с целью повышения уровня их эксплуатационных характеристик. Однако весьма вероятно, что направленное изменение содержания этого легирующего элемента, приводя к ожидаемому повышению определенных характеристик, может вызвать нежелательное снижение других свойств. В результате осуществляются дополнительные исследования, направленные на изучение причин снижения этих свойств, цель которых заключается в определении необходимого изменения концентрации других легирующих элементов с тем, чтобы отрицательные последствия введения желательных элементов были сведены к минимуму а положительные остались. В итоге приходится пересматривать практически весь состав сплава. Эта работа является чрезвычайно трудоемкой и длительной и не всегда приводит к полному успеху (в частности, повышение жаропрочности литейных никелевых сплавов привело заметному снижению в них содержания хрома и вследствие того к определенному падению стойкости к высокотемпературному окислению). Вместе с тем именно такой путь разработки сплавов инициирует расширение фронта исследований, позволяет углубить знания о механизмах влияния легирующих элементов а основные свойства при значительном усложнении состава сплавов и приводит в конечном итоге к их совершенствованию. Данный подход к выбору легирования базировался прежде всего а механических испытаниях сплавов, анализе их фазового состава и структуры.

Метод определенных соотношений γ - и γ' -образующих элементов. Этот метод представляет собой практическую реализацию

результатов исследований, посвященных изучению роли γ - γ' -образующих элементов в никелевых сплавах, и выражает главные принципы легирования:

1) уровень жаропрочности определяется объемным содержанием в сплаве γ' -фазы (и, следовательно, количеством γ' -образующих элементов)

2) повышение жаропрочности связано с легированием твердого раствора, а также γ' -фазы элементами, увеличивающими их термостабильность при рабочих температурах.

В работе [18] указывается, что повышение жаропрочности сплавов достигалось увеличением суммарного количества γ' -образующих элементов ($Al + Ti + Ta + Nb$) а также таких тугоплавких металлов, как вольфрам и молибден.

В работе [7] говорится о том, что при легировании выбиралось определенное соотношение между суммарным содержанием алюминия, титана, ниобия, ванадия (т.е. γ' -стабилизирующих элементов) и суммарным содержанием молибдена, хрома, вольфрама (т.е. преимущественно γ -образующих элементов)

Интересное развитие этого метода, предусматривающее использование ЭВМ, предложено в работе [122]. В этой работе для создания сплава с повышенной длительной прочностью, стойкостью к высокотемпературной газовой коррозии сначала определялись составы находящихся в состоянии равновесия γ и γ' -фаз, имеющих высокую степень твердорастворного упрочнения и близкие параметры кристаллических решеток. Состав сплава с оптимальным количеством γ' -фазы был рассчитан, помощью правила рычага, при этом были добавлены элементы, требуемые для образования необходимого количества карбидов и боридов.

При разработке оптимальных композиций сплавов по этому методу используются следующие методические основы исследования:

электрохимическое разделение фаз, химический и рентгеноструктурный анализы;

рентгеноспектральный анализ;

автордиография для изучения термостабильности матрицы упрочняющей фазы и поверхностей раздела (границ зерен и фаз) исследования диффузионных процессов;

электронная микроскопия для исследования морфологии упрочняющих фаз и плотности дислокаций, меняющейся в процессе ползучести (увеличение плотности дислокаций на границах зерен приводит к зарождению трещин)

термический анализ для изучения процессов фазовых превращений;

исследования механических свойств при высоких температурах и их кинетики.

Как правило, исследования, осуществляемые при разработке оптимальных композиций сплавов, носят комплексный характер

В этом случае получаемая информация является всесторонней и более убедительной.

Метод Факомп. Этот метод применяется не для поиска оптимальных составов сплавов, а для определения тех сочетаний легирующих элементов внутри марочного состава промышленных сплавов, которые делают данную конкретную плавку потенциально опасной с точки зрения склонности ее в эксплуатационных условиях к охрупчиванию вследствие образования пластинчатых σ - и μ -фаз. В настоящее время этот метод чрезвычайно широко используется зарубежными фирмами, как производящими, так и потребляющими жаропрочные сплавы, для контроля их качества. Вообще говоря, к образованию этих ТПУ фаз склонны сплавы с большим содержанием хрома и достаточным количеством молибдена и вольфрама, т.е. литейные и деформируемые никелевые сплавы среднего уровня жаропрочности (IN100, IN738, IN939, IN935 и др.) В особожаропрочных сплавах, содержащих хром в пределах 5...8% образование ТПУ фаз не наблюдалось. Однако усложнение легирования приводит к тому, что γ -твердый раствор может легко стать пересыщенным по отношению к хрому даже при таком сравнительно небольшом его содержании. Кроме того, в наиболее жаропрочных сплавах увеличивается содержание молибдена и вольфрама. Поэтому возможность образования ТПУ фаз в особожаропрочных литейных сплавах не исключена, что обуславливает необходимость анализа этого метода в настоящем обзоре.

Метод Факомп основан на практическом использовании известного факта, что σ - и μ -фазы являются электронными соединениями и образуются из аустенитной матрицы в интервале остатков, характеризующихся определенными значениями концентраций электронных вакансий. Сущность этого метода, достаточно подробно изложенного в работе [59], заключается в расчете состава γ -матрицы изучаемого сплава и определении для этого состава значения среднего числа электронных вакансий \bar{N}_v . Если олучаемая величина \bar{N}_v больше 2,49, то сплав считается склонным к образованию σ -фазы. Если $\bar{N}_v \geq 2,30$, то может произойти охрупчивание его в результате появления μ -фазы.

При расчете матрицы принимают:

- 1) каждый входящий в нее элемент характеризуется своим постоянным значением концентрации электронных вакансий N_{vi} ;
- 2) сплав находится в состоянии равновесия и все ожидаемые в сплаве фазы образовались;
- 3) \bar{N}_v является линейной функцией состава матрицы;
- 4) половина углерода идет на образование монокарбида МС, оставшийся углерод образует $Cr_{23}C_6$ или (в присутствии молибдена и вольфрама) $Cr_{21}(Mo, W)_2C_6$. Если содержание всего молибдена в сплаве и половины вольфрама составляет 6% вместо $M_{23}C_6$ образуется M_6C состава $[(Ni, Co)_3(Mo, W)_3]C$;
- 5) в сплаве образуются бориды M_3B_2 состава $(M_{0.5}Ti_{0.15}Cr_{0.25}Co_{0.1})_3B_2$;

б) весь алюминий, а также оставшиеся после образования карбидов и боридов титан и ниобий вместе с частью хрома образуют γ' -фазу и, следовательно, также вычитаются из состава сплава.

Легко увидеть, что лежащие в основе метода теоретические предпосылки и допущения не являются вполне корректными. Именно это обстоятельство служит причиной того, что достаточно хорошо «подогнанная» для анализа какой-либо одной марки сплава программа, основанная на методе Факомп, не обеспечивает получение правильных результатов при применении к другой марке, в связи с чем в настоящее время для каждого сплава разрабатывается своя программа, учитывающая особенности его фазового состава.

Для удобства анализа целесообразно произвести условное разделение предпосылок метода на две группы: общие, относящиеся к расчету критической концентрации электронных вакансий в γ -фазе, и частные, касающиеся расчета количества состава образующихся фаз, подлежащих вычитанию.

Общие предпосылки, заложенные в методе, не дают оснований утверждать, что даже при правильно установленном составе γ -матрицы σ - и μ -фазы обязательно будут образовываться при строго определенном значении N_v , поскольку:

а) расчет основанный на постоянном, характерном для каждого элемента значении концентрации электронных вакансий недостаточен корректен. Валентность атомов переходных металлов при введении их в решетку состоящую из чужеродных атомов меняется в результате взаимодействия с полем решетки. Известно [60], что, во-первых, факторы Юм—Розери для отдельных компонентов не остаются неизменными при образовании сплавов и это требует их расчета для каждого конкретного сплава заданных условий, а во-вторых, энергия зонной структуры может существенно меняться при образовании сплава и связана с факторами Юм—Розери довольно сложным образом. Поэтому значения N_{vi} атомов чистых переходных металлов отличаются от значений, которые они имеют, находясь в твердом растворе из других элементов, причем эта величина не остается постоянной как при изменении содержания элемента данного переходного металла, так и при изменении соотношения между содержанием элементов других переходных металлов в твердом растворе. В связи с этим не является случайным, например, тот факт что основанная на методе Факомп программа, разработанная для сплава IN100, дала неудовлетворительные результаты при использовании ее применительно к сплаву IN71. Необходимая «подгонка» изо- N_v линий к значению 2,5 была осуществлена только тогда, когда значение N_{vi} для молибдена приняты равным 9,66 вместо 4,66.

На основании анализа экспериментальных исследований установлено, что предположение о линейной связи N_v с составом матрицы не является обоснованным. О линейной зависимости

от состава матрицы можно говорить лишь в достаточно узкой области (например, отвечающей небольшим изменениям содержания легирующих элементов внутри марочного состава сплава) как результате представления сложной функции N , в виде ряда. Однако для другого сплава с отличающимся легированием эта зависимость также должна измениться;

б) предположение о том, что сплав находится в состоянии равновесия, является достаточно уязвимым. В сплаве при его работе в условиях воздействия высоких температур и напряжений постоянно идут процессы изменения фазового состава и структуры, которые в значительной степени определяют ресурс работы материала. Причина этого заключается в том, что, во-первых, при литье деталей из жаропрочных сплавов существует дендритная (следовательно, неравновесная) кристаллизация, характеризующаяся значительной ликвацией легирующих элементов, а во-вторых, равновесные условия при действии температур и напряжений отличаются от таковых при воздействии только одной температуры. Указанное обстоятельство является достаточно важным, поскольку метод Факомп используется для выявления возможности образования σ - и μ -фаз после длительной (500 5000 ч и более) работы материала в эксплуатационных условиях, т. е. тогда, когда фазовый состав сплава может заметно отличаться от исходного, используемого в расчете;

в) одним из важных недостатков общих предпосылок, лежащих в основе метода, является то, что состав матрицы считается средним и одинаковым во всех объемах сплава. Неоднократно указывалось, что работоспособность жаропрочных материалов в значительной мере определяется не общим (средним) фазовым составом и структурой, а состоянием локальных наиболее уязвимых участков. σ -фаза развивается после длительных выдержек в сетку пластин в первую очередь в междендритных областях [156], исходный состав которых отличается от среднего состава γ -матрицы и зависит от условий кристаллизации и условий работы сплава. Экспериментально показано, что в никелевых жаропрочных сплавах в процессе ползучести имеет место развитие сегрегации, обусловленной различной скоростью диффузионных потоков разных элементов [123]. Поэтому результаты расчетов могут оказаться гораздо более достоверными, если они будут применяться не к среднему составу, а к составу наиболее опасных в этом отношении микрообъемов γ -фазы, расположенных в междендритных пространствах.

Частные предпосылки являются настолько условными, что в течение последних лет ведется непрерывная работа, направленная на их уточнение.

а) Появилось несколько предложений, связанных с повышением точности расчета карбидных фаз. В частности предполагается [124], что на образование карбида M_6C расходуется 75% всего углерода, а оставшийся углерод расходуется на образование ложного карбида M_6C или $M_{23}C_6$, если молярная доля (в про-

центах) хрома в сплаве больше молярной доли ($Mo + 0,4W$). На основании анализа содержания молибдена и вольфрама в сплаве и карбидном осадке [62] предлагается другой критерий для оценки типа сложных карбидов — отношение молярной доли (в процентах) хрома к сумме ($Mo + 0,7W$)% причем, если величина критерия меньше 0,72, то в сплаве образуется M_6C , если больше 0,82, $M_{23}C_6$; совместное образование $M_{23}C_6$ и M_6C возможно в промежуточной области. Предлагается считать, что при малом содержании углерода (до 0,1% по массе) только 25% его расходуется на образование карбида M_6C , а 75% углерода связывается в сложные карбиды; при содержании углерода в массе более 0,1% распределение его между карбидом M_6C и сложными карбидами становится противоположным.

Однако все эти предложения вряд ли являются решением вопроса. Они могут оказаться полезными при расчете как частных, «подходящих по легированию» систем, но не имеют общего характера, поскольку не основаны на каких-либо фундаментальных принципах, лежащих в основе построения фазовых границ областей существования карбидов различного типа в сложнолегированных никелевых сплавах.

На несоответствие предложенных приемов оценки как состава и типа образующихся карбидных фаз указывает анализ экспериментальных результатов исследований карбидов в сложнолегированных литейных никелевых сплавах ЖС6К и ЖС6У. В частности, результаты анализа типа карбидов в этих сплавах [7] говорят о том, что в сплаве одного и того же состава могут быть карбиды M_6C , а могут (в зависимости от термической обработки) существовать карбиды ($M_6C + M_6C$) или даже карбиды ($M_6C + M_6C + M_{23}C_6$)

б) Предположение об образовании в сплавах боридов только одного типа M_3B_2 состава ($Mo_{0,5}Ti_{0,15}Cr_{0,25}Ni_{0,1}$) $_3B_2$ или $[(Mo + W)_{1,5}Ti_{0,45}Cr_{0,75}Ni_{0,3}]B_2$ в соответствии с полученными в последнее время на основании экспериментального изучения сложнолегированных систем результатами также является неточным. В сплавах, легированных сильными боридообразующими элементами (хромом, молибденом, вольфрамом) возникают или бориды хрома (Cr_2B и Cr_5B_3) или сложные бориды (M_3B_2 и M_5B_3) на основе хрома, молибдена и вольфрама. При этом в сплавах одного и того же состава боридная фаза может существовать одновременно в виде двух модификаций M_3B_2 и M_5B_3 .

в) Пожалуй, наибольшая ошибка в расчете состава остаточной γ -матрицы может быть связана с неточностью определения количества элементов, входящих в γ' -фазу поскольку ее содержание в высокожаропрочных сплавах достигает 50...60%. С этой точки зрения исходное предположение [59] о том, что весь атомный, а также оставшиеся после образования карбидов и боридов титан и ниобий вместе с частью хрома (в количестве, равном от его общего атомного содержания в сплаве) образуют γ' -фазу может внести значительные искажения в результаты

Приведенные в гл. 2 данные фазового анализа никелевых сплавов показывают что с усложнением легирования в γ -фазе возрастает содержание алюминия, титана и ниобия, причем количество этих элементов в матрице зависит от уровня и характера легирования. Неучет этого обстоятельства приводит к двойной ошибке, поскольку, с одной стороны, получаемое в расчетах количество γ -фазы, подлежащее вычитанию, больше истинного (ибо на самом деле не весь алюминий, титан и ниобий образуют соединение $Ni_3(Al, Ti, Nb)$ а с другой стороны, N_γ матрицы определяется с погрешностью, так как в расчетах принимается, что в γ -фазе алюминий, титан и ниобий отсутствуют хотя на самом деле эти элементы частично содержатся в ней)

Кроме того, в работе [59] не учитывается, что в состав γ' фазы могут входить другие γ' -образующие — тантал, гафний, ванадий, цирконий, а также γ -стабилизирующие элементы кобальт молибден, вольфрам.

В дальнейшем в различных вариантах метода Факомп, разрабатываемых применительно к конкретным сплавам, было сделано несколько предложений, направленных на уточнение рассчитываемого состава γ' -фазы. Так, в работе [125] рекомендована формула для расчета состава интерметаллидной фазы, в которой наряду с учитываемыми в работе [59] элементами присутствуют также кобальт и тантал. Предлагается более сложная формула соединения на основе $Ni_3(Al, Ti)$ дополнительно учитывающая наличие в нем молибдена, вольфрама, циркония и ванадия. Были высказаны идеи о введении коэффициентов распределения (легирующих элементов между γ' -фазой и сплавом и, наконец, для определенных областей легирования были экспериментально определены положения фазовых границ и составы γ - и γ' -фаз. Эти результаты после статистической обработки использовались в виде обобщенных регрессионных уравнений в расчетах по методу Факомп [126].

Необходимо указать, что почти все эти предложения являются эмпирическими, разработанными на основе анализа какой-либо конкретной группы сплавов, и поэтому они позволяют получить более или менее достоверные результаты только внутри этой группы. Представляется наиболее целесообразным использование идей, подобных изложенным в работе [126], однако в этом случае необходима большая экспериментальная работа, связанная с определением составов γ - и γ' -фаз, а также их фазовых границ для всех подлежащих анализу марок сплавов.

Сказанное выше позволяет сделать вывод о том, что теоретический фундамент метода Факомп имеет достаточно глубокие основы, его скорее можно назвать техническим руководством для инженерных целей. Однако именно в плане инженерных решений, связанных с оценкой качества конкретных сплавов, метод Факомп может принести известную пользу. Несмотря на то, что в его основе лежит достаточно много грубых допу-

щений, с его помощью можно довольно точно предсказать кс позиции сплавов, потенциально склонных к охрупчиванию. Парадоксальность этого обстоятельства объясняется тем, что при разработке программ для каждого конкретного сплава в методу вносятся соответствующие корректировочные коэффициенты, установленные в результате сравнения расчетных данных и данных, получаемых на основании экспериментальной проверки нескольких заранее выбранных точек, отвечающих определенным координатам внутри системы легирования данного сплава. Поскольку при небольшом изменении легирования (отвечающем различным сочетаниям элементов внутри марочного состава) значения и величина ошибок практически мало меняются, то результаты расчетов оказываются скорректированными по предварительным экспериментальным данным и имеют достаточную точность. Это обусловило определенную эффективность метода Факомп и достаточно надежного средства контроля качества выпускаемых плавок и проявленный к нему повышенный интерес.

Следует, однако, указать, что хотя метод Факомп позволяет гораздо точнее по сравнению с использовавшимися ранее методами производить отбраковку плавок, недостаточная корректность лежащих в его основе общих и частных предпосылок не позволяет осуществлять предсказание потенциально опасных композиций с высокой точностью и не дает возможности разработать единую методику, годную для всех жаропрочных никелевых сплавов с различными системами легирования и учитывающую специфику технологических процессов (равноосная и направленная кристаллизация, металлургия гранул и т. д.)

Теория оптимального планирования. Эта теория в настоящее время начинает достаточно широко применяться при разработке оптимальных композиций жаропрочных сплавов, а также при изучении влияния легирования на структуру, фазовый состав и свойства. Ее использование позволяет значительно сократить необходимые для получения нужной информации время и затраты, которые в связи со значительным усложнением состава резко возросли. Одной из первых удачных работ в этом направлении явилось создание высокожаропрочного сплава TRW NASA.

3. СОСТАВЫ И СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С РАВНООСНОЙ СТРУКТУРОЙ

Анализ приведенных в табл. 12 и 13 составов и свойств зарубежных литейных никелевых сплавов позволяет дать оценку успехам, достигнутым в том или ином направлении исследований и выдвинутым на их основе различным концепциям и рекомендациям по легированию.

Оптимизация состава, осуществляемая на базе разработанного в 1960 г литейного жаропрочного сплава IN100, нашедшего широкое применение в промышленности, позволила создать сплав В1900, жаропрочные свойства которого стали гор

стабильнее в результате увеличения содержания тугоплавких металлов (в частности, молибдена), а также снижения содержания хрома и кобальта. Содержание γ' -образующих элементов в сплаве B1900 не уменьшилось: был введен тантал (около 1%), однако заметно снижено содержание титана, что улучшило механические свойства сплава [164]. Идея повышения содержания тугоплавких металлов была реализована при разработке сплавов Rene 80, MAR M200, MAR M246 и TRW NASA VIA. В сплаве MAR M246, созданном на базе сплава MAR M200, вольфрам частично заменен молибденом, при этом в его состав вновь (как и в сплаве B1900) введен тантал. Проведенное усовершенствование легирования позволило не только повысить жаропрочные свойства сплава MAR M246 по сравнению со сплавом MAR M200 в рабочем диапазоне температур, но и улучшить пластичность в области «провала» — температурах 700...800°C. Наиболее высокой жаропрочностью из сплавов этой группы обладает сплав TRW NASA VIA, который отличается наиболее сложным легированием: содержание γ' -образующих (Al + Ti + Ta) составляет около 15,9%, в него введены также дефицитные и дорогостоящие элементы, как тантал (~9%) и рений (0,4%).

Следует обратить внимание на то, что все жаропрочные сплавы этой группы содержат пониженное (4...10%) количество хрома.

Положительные результаты исследований влияния вольфрама на эксплуатационные свойства никелевых сплавов дали возможность разработать такие наиболее жаропрочные композиции, какими являются сплавы WAZ20 и WAZ16, способные работать при температуре 1100°C и даже 1200°C. Однако введение большого количества вольфрама привело к заметному увеличению стоимости сплавов, что существенно ограничивает область их применения (в основном для изготовления лопаток статора).

Вынужденное снижение содержания хрома в особо жаропрочных сплавах привело к определенному падению их коррозионных свойств. Это обстоятельство инициировало работы, направленные на изучение возможности введения в сплавы максимальнопустимого количества хрома, в присутствии которого их свойства остаются на таком же высоком уровне. Для сплавов средней жаропрочности, рассчитанных на длительную работу при температурах 700...900°C, эту задачу удалось решить созданием новых литейных сплавов: IN738, IN792, IN939.

Сплав IN738, разработанный на основе сплава IN13C, содержит повышенное количество хрома; в нем сбалансировано содержание алюминия и титана и введен вольфрам. Все это обеспечивает его высокую стойкость к газовой коррозии и сопротивление термической усталости.

Сплав IN792 имеет такое же сопротивление газовой коррозии, как сплав IN738, но большую высокотемпературную прочность за счет установленной при разработке сплава возможности некоторого снижения содержания хрома и увеличения

Состав зарубежных литейных никелевых сплавов

| Марка | Массовая доля легирующих элементов, % | | | | | | | | | | | | | | | Плотность, г/см ³ | Источник | Примечание | | |
|-----------------|---------------------------------------|------|------|-------------|-----|------|---------------|-----|------|-----|-------------|-----|------|---------|---------------------------------|---------------------------------|----------|--|--------------------------|----------|
| | C | Cr | Co | Al | Ti | Mo | W | Nb | Hf | Ta | Zr | V | Si | Fe | Другие элементы, не более | | | | | |
| IN100 | 0,15 | 9,8 | 13,9 | 5,85 | 4,8 | 2,75 | — | — | — | — | — | 0,9 | — | 0,2 | — | 7,7 | [5, 117] | Сплав с вы- соким содер- жанием воль- фрама То же Сплав с по- вышенной стойкостью к газовой кор- розии и сопро- тивлением термической усталости То же | | |
| MAR M200 | 0,15 | 9,0 | 10,0 | 5,0 | 2,0 | — | 12,5 | 1,8 | — | — | 0,05 | — | — | 0,015 В | — | 8,52 | [127] | | | |
| B1900 | 0,1 | 8,0 | 10,0 | 6,0 | 1,0 | 6,0 | ≤0,1 | — | — | 4,3 | 0,08 | — | 0,25 | 0,35 | 0,2 Мп 0,015 В | — | [127] | | | |
| Rene 80 | 0,17 | 4,0 | 9,5 | 3,0 | 5,0 | 4,0 | 4,0 | — | — | — | — | — | — | — | — | — | 8,5 | | [105] | |
| TRW NASA VIA | 0,14 | 6,2 | 7,5 | 5,5 | 1,0 | 2,0 | 5,9 | 0,5 | 0,42 | 9,2 | 0,13 | 0,9 | — | — | 0,4 Re 0,02 В | — | — | | [4,5, 105] | |
| MAR M246 | 0,15 | 9,0 | 10,0 | 5,5 | 1,5 | 2,5 | 10,0 | — | — | 1,5 | 0,05 | — | 0,05 | 0,15 | 0,1 Мп 0,1 Сu 0,015 В | — | — | | [127] | |
| WAZ 20 | 0,1— 0,2 | — | — | 6,0— 7,0 | — | — | 17,0— 20,0 | — | — | — | 1,4— 1,6 | — | — | — | — | — | — | | 9,02 | [128] |
| WAZ 16 | 0,2 | — | — | 7,0 | — | 2,0 | 16,0 | 2,0 | — | — | 0,5 | — | — | — | — | — | — | | 8,75 | [128] |
| IN 713 LC | 0,08 | 11,4 | — | 6,3 | 0,8 | 3,95 | — | 2,1 | — | — | — | — | — | — | — | — | — | | — | [5, 117] |
| IN 738 | 0,17 | 16,0 | 8,5 | 3,4 | 3,4 | 1,8 | 2,6 | 0,9 | — | 1,8 | 0,1 | — | ≤0,3 | ≤0,5 | 0,5 Мп 0,01 В | — | 8,11 | | [146, 5, 117, 129] | |
| IN 792 | 0,12 | 12,4 | 9,0 | 3,0 | 4,5 | 2,0 | 3,8 | — | — | 4,0 | 0,1 | — | — | — | 0,02 В | — | 8,25 | [5, 117] | | |

1100ПОЛЖНИК ТОВА "12

| Марка | Массовая доля легирующих элементов, % | | | | | | | | | | | | | | | Плотность, г/см ³ | Источник | Примечание |
|----------------------------------|---------------------------------------|------|------|-----|------|------|------|-----|------|------|------|---|----|-----|---------------------------------|---------------------------------|----------|---|
| | C | Cr | Co | Al | Ti | Mo | W | Nb | Hf | Ta | Zr | V | Si | Fe | Другие элементы, не более | | | |
| В1964 | 0,02 | 8,85 | 10,5 | 3,5 | 5,3 | 1,0 | 8,5 | — | — | 2,65 | 0,02 | — | — | — | 0,11 В | — | [63] | Сплав с повышенной пластичностью То же « « « |
| В1914 | 0,01 | 10,0 | 10,0 | 5,5 | 5,25 | 3,0 | — | — | — | — | 0,02 | — | — | — | 0,10 В | — | [63] | |
| В1925 | 0,015 | 12,0 | 8,5 | 3,5 | 4,0 | 1,75 | 4,5 | — | — | 4,0 | 0,01 | — | — | — | 0,10 В | — | [63] | |
| В1981 | 0,015 | 16,0 | 8,75 | 3,6 | 3,7 | 1,75 | 2,7 | 1,0 | — | 1,8 | 0,01 | — | — | — | 0,10 В | — | [63] | |
| MAR M007 (В1900 + Hf) | 0,11 | 8,0 | 10,9 | 6,0 | 1,0 | 6,0 | — | — | 1,2 | 4,3 | 0,08 | — | — | — | 0,015 В | — | [131] | |
| MAR M002 (MAR M246 + + Hf) | 0,16 | 9,0 | 9,85 | 5,5 | 1,7 | — | 10,9 | — | 1,44 | 2,55 | — | — | — | 0,3 | — | — | [5, 117] | То же |

Свойства зарубежных литейных никелевых сплавов

| Марка | σ_a^{20} МПа | δ^{20} % | Пределы длительной прочности σ_{100} (МПа) при температуре (°C) | | | | | | Пределы длительной прочности σ_{1000} (МПа) при температуре (°C) | | | | Источник | Другие свойства, МПа |
|--------------|------------------------|--------------------|---|-----|-----|------|------|-----------------------------|---|-----|-----|-----------------------------|---------------|--|
| | | | 800 | 900 | 982 | 1000 | 1050 | 1100 | 800 | 900 | 982 | 1100 | | |
| IN100 | — | — | — | 335 | 176 | 150 | 85 | 63 (при 1093°C) | — | — | 53 | — | [115] | $\sigma_a^{760} = 980$ $\sigma_{0.2}^{760} = 805$ |
| MAR M200 | 930 | 5,0 | 520 (при 815°C) | 350 | 190 | 160 | 105 | 77 (при 1093°C) | — | — | 134 | 46 (при 1093°C) | [115] | $\sigma_a^{760} = 1015$ $\sigma_{0.2}^{760} = 868$ |
| B1900 | 805 | 5,5 | — | 335 | 183 | 150 | 85 | — | — | — | 108 | — | [4, 115] | $\sigma_a^{760} = 1106$ $\sigma_{0.2}^{760} = 952$ |
| Rene 80 | — | — | — | — | 170 | — | — | — | — | — | — | — | [115] | $\sigma_a^{760} = 1092$ $\sigma_{0.2}^{760} = 770$ |
| TRW NASA VIA | — | 4,0 | 570 (при 815°C) | — | 225 | — | — | 91 (при 1093°C) | — | — | 148 | 56 (при 1093°C) | [64, 115] | $\sigma_a^{760} = 1134$ $\sigma_{0.2}^{760} = 924$ |
| MAR M246 | — | — | — | 380 | 205 | 175 | 110 | 70 (при 1093°C) | — | — | 127 | 42 (при 1093°C) | [115] | — |
| WAZ20 | — | — | — | 162 | — | — | — | 81 (при 1093°C) | — | — | 106 | — | [115, 128] | $T_{пл} = 1300^\circ\text{C}$ $\sigma_a^{1205} = 140$ $\sigma_{0.2}^{760} = 756$ |
| WAZ16 | 647 | 4,5 | — | — | — | — | — | $\sigma_{164}^{1065} = 210$ | — | — | — | $\sigma_{2200}^{1095} = 28$ | [115, 128] | $\sigma_a^{1205} = 190$ $\sigma_{0.2}^{760} = 756$ |

Продолжение табл. 13

| Марка | σ_{20}° МПа | δ_{20}° % | Пределы длительной прочности σ_{100} (МПа) при температуре (°C) | | | | | | Пределы длительной прочности σ_{1000} (МПа) при температуре (°C) | | | | Ис- точ- ник | Другие свойства, МПа |
|------------------------|------------------------------|----------------------------|---|-----|-----|------|------|--------------------|--|-----------------------------|-----|---------------|-----------------------------|-------------------------|
| | | | 800 | 900 | 982 | 1000 | 1050 | 1100 | 800 | 900 | 982 | 1100 | | |
| IN738 | — | — | — | — | — | — | — | — | $\sigma_{10000}^{890} = 120$ | $\sigma_{10000}^{930} = 60$ | — | [115, 129] | $\sigma_{0.2}^{760} = 1029$ | |
| IN792 | — | — | — | — | — | — | — | — | $\sigma_{10000}^{890} = 120$ | — | — | [117, 129] | — | |
| IN939 | — | — | — | — | — | — | — | — | $\sigma_{10000}^{890} = 120$ | $\sigma_{10000}^{925} = 60$ | — | [117] | — | |
| B1964 | — | — | 775 (при 760°C) | — | 204 | — | — | 650 (при 760°C) | — | 134 | — | [63] | — | |
| B1914 | — | — | 615 (при 760°C) | — | 165 | — | — | 500 (при 760°C) | — | 105 | — | [63] | — | |
| B1925 | — | — | 685 (при 760°C) | — | 170 | — | — | 535 (при 760°C) | — | 105 | — | [63] | — | |
| B1981 | — | — | 600 (при 760°C) | — | 141 | — | — | 480 (при 760°C) | — | — | — | [63] | — | |
| MAR M007 (B1900+Hf) | 959 | — | — | — | — | — | — | — | — | — | — | [115] | — | |

количества титана, вольфрама и тантала. Прочность этого сплава аналогична прочности сплава IN100.

Сплав IN939 характеризуется очень высокой стойкостью к горячей солевой коррозии, прочностные свойства его несколько ниже, чем сплавов IN738 и IN792. При испытании на длительную прочность за 10 000 ч и напряжении 122 МПа сплав IN939 способен работать при температуре 884°C, а сплавы IN738 и IN792 при температурах 895 и 910°C соответственно [117].

Разработка этих сплавов обеспечила стационарные газотурбинные энергетические установки, использующие низкосортные топлива, материалами, надежно работающими в течение очень большого ресурса (до 100 000 ч) Их создание имело значение и для судовых ГТД, надежность работы которых тесно связана со стойкостью в условиях воздействия морского солевого тумана.

Необходимо отметить, что с целью повышения стойкости никелевых сплавов к высокотемпературной газовой коррозии за рубежом проводятся работы по созданию сплавов, дополнительно легированных металлами платиновой группы (платиной, палладием, родием и рутением). В частности, вновь разработанные сплавы RI M1020 и RI M1030, сходные по химическому составу с промышленными сплавами MAR M200 и MAR M007 содержат до 10% платины [130].

Сплавы B1964, B1914, B1925 и B1981 представляют собой практическую реализацию установленной возможности замены карбидного упрочнения боридным и относятся к группе так называемых ВС-сплавов. Ранее указывалось, что бориды являются более стабильными образованиями при температурах до 1000°C, чем карбиды. Они имеют более благоприятную морфологию и не создают хрупкой пленки по границам зерен в процессе длительных высокотемпературных выдержек. Указанные структурные особенности обеспечивают сплавам более высокие пластические свойства (особенно в области «провала») и жаропрочность до 1000°C. Испытания одного из первых сплавов этой серии B1950, аналогичного по составу MAR M200, но содержащего до 0,12% бора и 0,02% углерода, показали, что он может выдерживать нагрузку 660 МПа при 760°C в течение 4000. 550 ч, а удлинение при этом составляет 2,5...4,0%, в то время как для сплава MAR M200 эти показатели составляют 1,2...4,7 ч и 0...0,2% соответственно. Сплав B1914 характеризуется хорошим сочетанием малой плотности, высокой прочности и пластичности. Сплавы B1925 и B1981 отличаются повышенным сопротивлением сульфидной коррозии, а сплав B1964 имеет максимальную прочность при высоких температурах [63]. Сравнение данных, приведенных в табл. 12 и 13, показывает, что наиболее жаропрочный сплав этого класса B1964 имеет пределы длительной прочности до 1000°C, аналогичные сплаву MAR M246, однако содержание в нем γ' -образующих (алюминий + титан) а также тантала значительно выше — 8,8 и 2,65% против 7,0 и 1,5% для MAR M246 соответственно.

Сплавы MAR M007 и MAR M002 представляют собой модификации сплавов В1900 и MAR M246 соответственно и отличаются от них дополнительным легированием гафнием, что привело к повышению их прочностных и пластических свойств. Так, при 760°C и нагрузке 660 МПа время до разрушения сплава MAR M007 составляет 86 ч при удлинении 4,8% в то время как для сплава В1900 эти показатели равны 19,5 ч и 1,6% соответственно; при 980°C и нагрузке 200 МПа время до разрушения сплава MAR M007 составляет 43 ч при удлинении 7% а сплава В1900—30 ч и 5% [132].

Одним из важных направлений работ по созданию композиций сплавов, которому в настоящее время придается большое значение, являются исследования, связанные с разработкой жаропрочных материалов, экономно легированных такими элементами, как кобальт тантал и некоторыми другими, что обусловлено уменьшением их запасов в земной коре. Опубликовано сообщение о разработке сплавов типа MAR M200, но без кобальта, дополнительно легированных бором и гафнием и имеющих такой же уровень механических свойств, как сплав MAR M200 [133].

Механические свойства отечественных жаропрочных сплавов приведены в табл. 14. Следует отметить, что лучший отечественный литейный жаропрочный сплав ЖС6Ф по уровню жаропрочности не уступает сплаву TRW. NASA VIA (являющемуся своеобразным рекордсменом среди зарубежных сплавов с равноосной структурой) хотя и не содержит в своем составе тантала и рения. При этом он существенно превосходит его по пластическим характеристикам во всем интервале температур. Сплав ЖС6Ф не имеет «провала» пластичности, 1000-часовой предел его длительной прочности при 900°C составляет 250 МПа.

В работах [65] и [66] приведены результаты систематических испытаний на долговечность сплава ЖС6У, полученные с привлечением статистической обработки экспериментальных данных. С целью осуществления оценки марочных характеристик жаропрочности этого сплава авторами указанных работ была построена гистограмма долговечностей по результатам сдаточных испытаний семидесяти взятых подряд серийных плавок одного периода производства, которые по всем показателям отвечали нормам ТУ. Указанная гистограмма явилась базой выбора для исследования трех плавок—одной с минимальной и двух со средней долговечностью. На каждом уровне напряжений и температур было испытано по 10 образцов от каждой плавки, т. е. около 750 образцов. На основании экспериментов, а также путем экстраполяции температурно-временной зависимости, описывающей связь характеристик жаропрочности и долговечности, были рассчитаны средние значения пределов длительной прочности сплава ЖС6У, которые представлены в табл. 15 и являются наиболее точными.

Сравнительные свойства отечественных литейных жаропрочных сплавов [64]

Таблица 14

| Марка сплава | Характеристика | Механические свойства (не менее) при температуре, °С | | | | | | | | | |
|--------------|--------------------------|--|------|-----|------|------|------|-----|------|-----|------|
| | | 20 | 900 | 975 | 1000 | 1050 | | | | | |
| ЖС6Ф | σ_{100} , МПа | — | 350 | 370 | 240 | 180 | 120 | | | | |
| ЖС6У | | — | 320 | 340 | 230 | 165 | 110 | | | | |
| ЖС6К | | — | — | 320 | 200 | 150 | 80 | | | | |
| ЖС6Ф | $\sigma_{0,2/100}$, МПа | — | 280 | — | 120 | — | | | | | |
| ЖС6У | | — | 240 | — | 100 | — | | | | | |
| ЖС6К | | — | 190 | 200 | — | 55 | 60 | | | | |
| ЖС6Ф | σ_r , МПа | 900 .. 1000 | 820 | 920 | 630 | 690 | 560 | 600 | 450 | 500 | |
| ЖС6У | | 900 | 1040 | 710 | 830 | 550 | 620 | 500 | 530 | 350 | 400 |
| ЖС6К | | 900 | 1000 | 750 | 800 | — | — | 500 | 570 | — | — |
| ЖС6Ф | $\sigma_{0,2}$, МПа | 800 | 900 | 750 | 800 | 550 | 600 | 520 | 580 | 400 | 440 |
| ЖС6У | | 800 | 900 | 660 | 750 | 520 | 570 | 470 | 500 | — | — |
| ЖС6К | | 830 | 850 | 510 | 520 | — | — | 300 | 320 | — | — |
| ЖС6Ф | $\delta\%$ | 5,0 | 8,0 | 4,0 | 4,5 | 5,0 | 9,0 | 8,5 | 10,5 | 8,5 | 10,5 |
| ЖС6У | | 4,0 | 7,0 | 5,0 | 7,0 | 6,5 | 11,0 | 8,5 | 10,5 | 6,5 | 12,0 |
| ЖС6К | | 1,5 | — | 2,0 | — | — | — | 4,5 | — | — | — |

Таблица 15

Средние значения пределов длительной прочности сплава ЖС6У [65, 66]

| Температура, °С | Пределы длительной прочности, МПа | | | Температура, °С | Пределы длительной прочности, МПа | | |
|-----------------|-----------------------------------|-----------------|------------------|-----------------|-----------------------------------|-----------------|------------------|
| | σ_{100} | σ_{1000} | σ_{10000} | | σ_{100} | σ_{1000} | σ_{10000} |
| 760 | — | 660 | — | 982 | 200 | 120 | — |
| 800 | 600 | — | — | 1000 | 170 | — | 57 |
| 900 | 350 | 230 | 145 | 1050 | 105 | 60 | — |

Таблица 16

Усталостная прочность литейных жаропрочных сплавов при 900°С на базе $2 \cdot 10^7$ циклов [64]

| Марка сплава | Вид образцов | σ_{-1} , МПа | | Марка сплава | Вид образцов | σ_{-1} , МПа | |
|--------------|--------------|---------------------|-----|--------------|-----------------------------------|---------------------|-----|
| ЖС6Ф | Гладкие | 250 | 270 | ЖС6Ф | С надрезом ($r=0,5$ мм) То же | 230 | 250 |
| ЖС6У | Гладкие | 265 | 280 | ЖС6У | | 180 | |

Сплавы ЖС6У и ЖС6Ф отличаются высокой усталостной прочностью и малой чувствительностью к концентраторам напряжений при усталостном нагружении, что подтверждается данными табл. 16.

Сравнительный анализ свойств отечественных и зарубежных сплавов, предназначенных для рабочих лопаток газовых турбин, показывает (рис. 9), что длительная прочность (σ_{100}) наиболее жаропрочных зарубежных сплавов MAR M200, MAR M246, B1964 и TRW NASA VIA в диапазоне температур 800...1050°С находится на уровне серийных сплавов ЖС6У и ЖС6Ф.

Необходимо отметить, что данные для сплавов типа ЖС приведены по результатам испытаний на воздухе без защитного покрытия, в то время как испытания зарубежных сплавов при температурах выше 900°С проводятся, как правило, либо в среде инертного газа (аргон либо с защитным покрытием. Кроме того, за рубежом испытания осуществляются на образцах диаметром 6,4 мм, в то время как в СССР образцы, используемые для испытаний, имеют диаметр 5 мм (при меньшем диаметре образцов отрицательная роль дефектов, а также окисления сказывается сильнее). Указанные обстоятельства необходимо учитывать при сопоставлении свойств отечественных и зарубежных сплавов, в особенности при температурах выше 900°С и длительных базах испытаний.

Подтверждением сильного различия в результатах высокотемпературных испытаний одного и того же материала в зависи-

мости от окружающей среды может служить следующая сравнительная оценка длительной прочности сплава Nitac 13 по результатам испытаний на воздухе и в аргоне [134]:

| Температура испытаний, °С | 900 | 1000 | 1100 |
|--|-----|------|------|
| Отношение пределов длительной прочности (за 100 ч) при испытании образцов в аргоне и на воздухе (среднее значение) | 1,1 | 1,3 | 1,7 |

Сравнение уровня жаропрочности отечественных и зарубежных сплавов при длительных базах испытаний (σ_{1000} и более) показывает, что при 760°С σ_{1000} сплава ЖС6У выше, чем у зарубежных сплавов. Это преимущество сохраняется до температур порядка 900°С при длительности испытаний до 1000 ч. При температурах

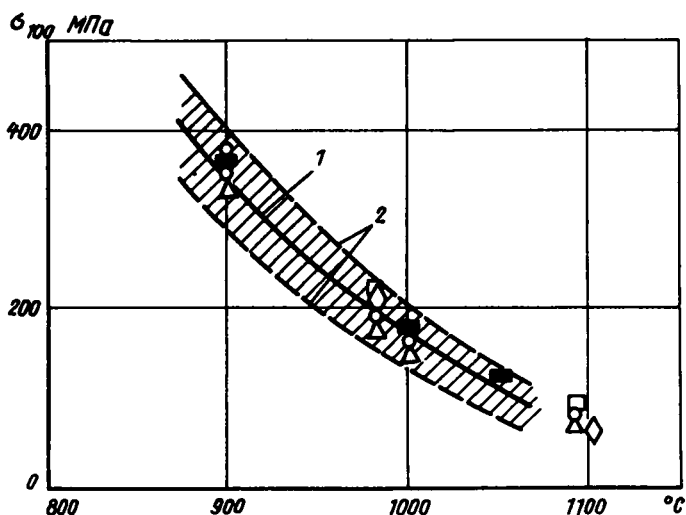


Рис. 9. Температурная зависимость 100-часовой длительной прочности отечественных и зарубежных литейных никелевых сплавов (по данным табл. 13 15) — ЖС6У; □ — TRW NASA V1A; ◇ — MAR M246; ○ — MAR M200; △ — IN 100; 1 — средние значения 100-часовой длительной прочности сплава ЖС6У серийного производства; 2 — максимальные и минимальные (для вероятности неразрушения $l = 0,9$) значения 100-часовой длительной прочности сплава ЖС6У серийного производства

выше 982°С зарубежные сплавы имеют незначительное преимущество (для ЖС6У $\sigma_{1000}^{982} = 120$ МПа), которое объясняется другими условиями проведения испытаний (среда и диаметр образца)

Глава 6. ЛИТЕЙНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ С НАПРАВЛЕННОЙ СТРУКТУРОЙ

В настоящее время в конструкциях вновь создаваемых ГТД двигателей начинают широко применяться отливки из литейных никелевых сплавов с направленной столбчатой или монокристалльной структурой (рис. 10.) Имеющиеся результаты исследований позволяют сделать вывод о том, что направленная

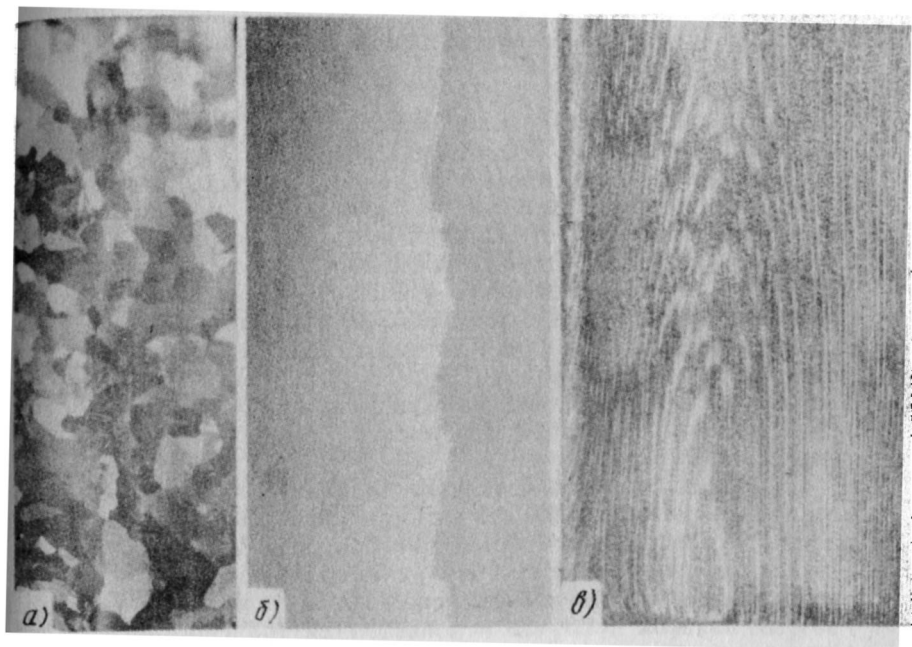


Рис. 10. Образцы отливок из жаропрочных никелевых сплавов: а — с равноосной структурой; б — с направленной столбчатой структурой; в — с монокристалльной структурой

кристаллизация является одним из наиболее важных технологических достижений, реально обеспечивающих значительное повышение КПД двигателей уже в ближайшие годы.

Как отмечено в ряде работ непрерывное увеличение жаропрочности получаемых обычными способами сплавов путем совершенствования легирования, по-видимому достигло точки, за которой «отдача» уменьшается. Идея замены никелевых жаропрочных сплавов сплавами других систем, которые могли бы работать при высоких температурах (например, на основе ниобия или хрома), в настоящее время не оправдала себя. Поэтому для дальнейшего улучшения свойств жаропрочных сплавов ис-

пользован новый подход — направленная кристаллизация, позволяющая получать сплавы со столбчатой микроструктурой, монокристалльные и эвтектические сплавы с весьма высокими свойствами.

Применение для изготовления лопаток направленно закристаллизованных сплавов дает возможность повысить рабочую температуру металла на 33...60°C, в результате чего расход воздуха на охлаждение может быть снижен на 30% с соответствующей экономией топлива на 1% [135].

Вместе с тем процесс направленной кристаллизации является более трудоемким и дорогостоящим по сравнению с обычными методами литья, поскольку во-первых, его осуществление контролируется гораздо большим числом параметров, которые должны выдерживаться с более высокой точностью; во-вторых, повышаются требования к материалам, используемым в технологическом процессе, в частности к литейной керамике. Указанное обстоятельство обусловило проведение работ, направленных на создание нового класса литейного оборудования, по уровню автоматизации и производительности значительно превосходящего литейные установки старого поколения. Использование такого оборудования позволяет резко удешевить процесс производства лопаток с направленной структурой. В частности, фирмой «Пратт энд Уитни» создана крупная автоматизированная установка для литья лопаток из сплавов PWA 1480 и PWA 1422 методом направленной кристаллизации мощностью 50 000 лопаток в год, позволяющая снизить их стоимость с 200 до 90 долларов за штуку [136].

Появились идеи осуществления направленной кристаллизации в космосе, которая может дать значительный экономический эффект. В этом случае отпадает необходимость в изготовлении и эксплуатации дорогостоящего вакуумного оборудования, а затраты на доставку в космос исходных материалов и на землю готовых лопаток в случае использования транспортного космического корабля могут оказаться не очень большими.

Вместе с тем для успешного применения жаропрочных сплавов, полученных методом направленной кристаллизации, включая и монокристалльные, требуются дополнительные исследования. Необходимо, в частности, разработать более эффективные методики для определения характеристик термической усталости этих сплавов, а также прочности и пластичности в различных направлениях (продольном и поперечном) а также усовершенствовать методы неразрушающего контроля.

1. СВЯЗЬ УСЛОВИЙ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СО СВОЙСТВАМИ

В настоящее время для получения отливок из жаропрочных сплавов со столбчатой и монокристалльной структурой используется метод направленной кристаллизации, в соответствии с ко-

торым расплав в литейной форме или тигле кристаллизуется в поле температурного градиента, направленного вдоль определенной оси отливки, т. е. в процессе кристаллизации создается ориентированный теплоотвод от фронта роста, обеспечивающий заданную направленность структуры.

Процесс направленной кристаллизации жаропрочных сплавов может осуществляться различными способами: с использованием экзотермических смесей; плавным снятием мощности с нагревателя, состоящего из нескольких зон; вытягиванием формы с кристаллизуемым сплавом из нагревателя, а также вытягиванием формы из нагревателя с охлаждением ее в расплаве легкоплавкого металла.

Первые отливки с направленной структурой были получены в конце 1950-х гг с применением экзотермических смесей [137]. Этот способ осуществляется следующим образом: вокруг внешней поверхности литейной формы размещают слой экзотермической смеси, толщина которого возрастает по высоте формы. Сама форма размещается на водоохлаждаемом холодильнике. В результате выделения тепла экзотермической смесью и интенсивного отвода тепла через холодильник осуществляется направленная кристаллизация сплава в форме. В настоящее время этот способ усовершенствован и используется для литья турбинных лопаток небольших размеров с направленной и монокристалльной структурой [185]. Преимуществом его считается относительная простота оборудования и технологического процесса, в результате чего уменьшается стоимость получения отливки. Это нашло отражение в названии процесса «Low-cost directional solidification» — дешевая (или экономичная) направленная кристаллизация.

Следующим этапом развития технологии направленной кристаллизации явился способ, основанный на понижении мощности нагревателя, так называемый способ «Power-down» [137]. По этому способу литейная форма помещается на водоохлаждаемом холодильнике, служащем ее основанием, внутри нагревателя, который разделен на несколько отдельно управляемых зон, расположенных друг над другом. Процесс направленной кристаллизации обычно проводится в вакууме. После заливки расплава в форму нижняя зона нагревателя выключается, а на остальных начинается плавное последовательное снижение мощности. Процесс контролируется термopарами, расположенными по высоте формы. Этот способ обеспечивает температурный градиент 10.. 15°C/см и скорость кристаллизации 5.. 10 мм/ч, что недостаточно для получения качественных отливок с направленной структурой. Из-за малых величин температурного градиента и скорости кристаллизации на поверхности отливки, в особенности в верхней ее части, появляются равноосные зерна — так называемая «полосчатость» или «струйная ликвация», представляющая собой полосы из мелких равноосных зерен, расположенных вдоль отливки по направлению роста кристаллов (рис. 11, а) Они появляются на значительных расстоя-

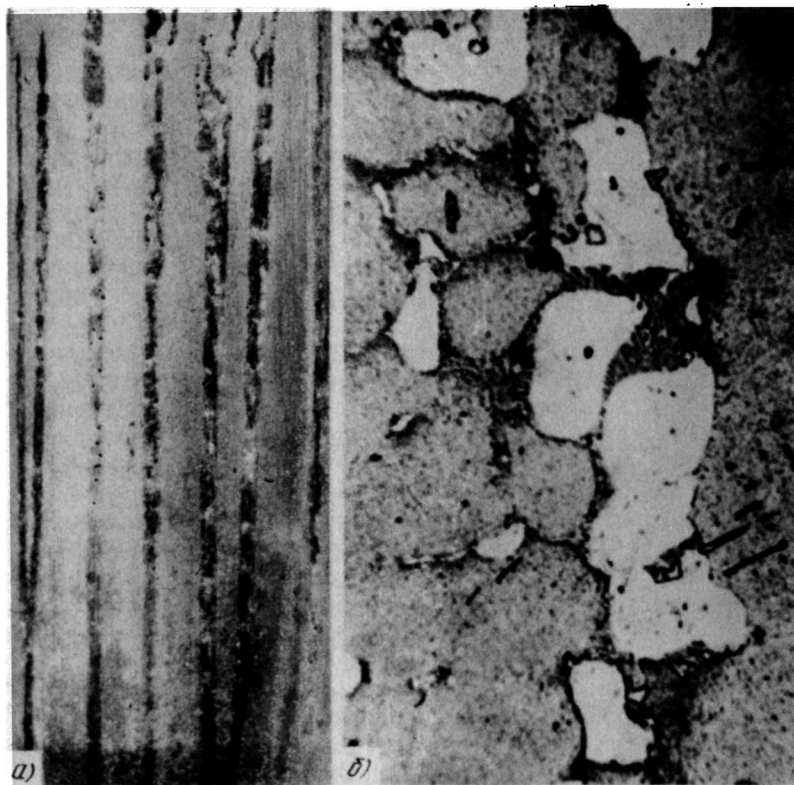


Рис. 11. Струйная ликвационная полосчатость при направленной кристаллизации жаропрочных сплавов:
 а — 1 : 1; б — при увеличении 300

ниях от холодильника на участках, где температурный градиент и скорость кристаллизации быстро уменьшаются, и присутствуют собой дефектные области, характеризующиеся не только наличием равноосных зерен, но и крупными скоплениями эвтектической γ' -фазы и карбидов, а также повышенной пористостью (рис. 11 б)

Для устранения этих дефектов был применен способ направленной кристаллизации, осуществляемый путем вытягивания слитка, установленной на подвижном холодильнике, из нагревателя [137]. Под нагревателем устанавливается диафрагма, уменьшающая теплоотвод через его нижний срез. В результате создается более высокий температурный градиент $20...30^\circ\text{C}/\text{см}$, а скорость кристаллизации $25...30\text{ см/ч}$. Этот способ позволяет получать качественные отливки с направленной и монокристаллической структурой.

На указанном способе основана работа высокопроизводительной установки для направленной кристаллизации фирмы «Пратт энд Уитни», о которой было сказано выше.

Разработанный недавно процесс высокоскоростной направленной кристаллизации, заключающейся в постепенном погружении формы в жидкий металл с относительно низкой температурой плавления (в частности, в опытах фирмы «Пратт энд Уитни» в качестве жидкого металла использовалось олово) позволяет осуществить кристаллизацию со скоростью 50...100 см/ч. Этот способ обеспечивает получение столбчатой структуры по всей длине и во всех зонах лопатки. Отмечено, что сплавы, отлитые методом высокоскоростной направленной кристаллизации, обладают более высокой прочностью в поперечном направлении и большей пластичностью, чем сплавы, направленно закристаллизованные обычным методом, меньшим разбросом механических свойств, лучшим сопротивлением усталости за счет уменьшения размеров микропор и частиц карбидов [139].

В настоящее время разработана интересная модификация способа высокоскоростной направленной кристаллизации, заключающаяся в том, что охлаждение формы производится в псевдокипящем слое из окиси циркония и аргона. Этот способ обеспечивает температурный градиент свыше $200^{\circ}\text{C}/\text{см}$ и скорость кристаллизации на уровне 50...800 см/ч (для метода кристаллизации в жидком металле эти показатели соответственно составляют $100...300^{\circ}\text{C}/\text{см}$ и 50...100 см/ч) т.е. те же параметры направленной кристаллизации, но при этом он более экономичен и не требует необходимости использования в процессе плавки таких чрезвычайно вредных для жаропрочных сплавов элементов, как олово, свинец и др. [140].

Способы направленной кристаллизации с использованием жидкометаллического охладителя или псевдокипящего слоя могут быть особенно полезны при направленной кристаллизации эвтектических сплавов, где получение заданной структуры возможно при весьма высоких температурных градиентах.

Образующаяся направленная структура и соответственно свойства зависят не только от температурного градиента на фронте кристаллизации, но и от формы фронта. В опытах по исследованию отливок жаропрочного сплава одного и того же состава, но с различными типами структур — ячеистой, ячеисто-дендритной и дендритной (рис. 12) было показано, что дендритная структура является более прочной и более пластичной, чем ячеистая структура, что объясняется меньшей тенденцией к образованию легкоплавких фаз по границам зерен во время роста дендритов [141].

С другой стороны, при обеспечении плоского фронта кристаллизации (высокие температурные градиенты и низкие скорости перемещения формы) происходит бездендритное затвердевание, характеризующееся отсутствием ликвации и более благоприятной морфологией карбидных включений. Это приводит к повышению

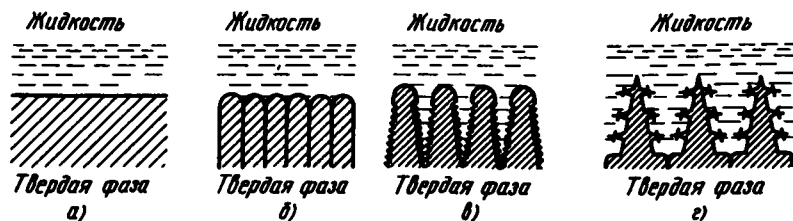


Рис. 12. Различные типы структур, получаемые при направленной кристаллизации жаропрочных сплавов: а — при плоском фронте кристаллизации; б — ячеистая; в — ячеисто-дендритная; г — дендритная

пластических характеристик, усталостной прочности и к исчезновению поверхностных дефектов типа «струйной ликвации». Следует, однако, указать, что эти сведения нуждаются в дополнительной проверке, поскольку образующиеся при медленной кристаллизации карбиды становятся весьма крупными. В результате эффект дисперсионного карбидного упрочнения должен быть ниже, а наличие непрерывной границы большой протяженности «хрупкая» фаза/матрица (в которой отсутствует структурное соответствие, наблюдаемое после направленной кристаллизации эвтектических сплавов γ —МС) может способствовать более раннему зарождению трещины и более быстрому ее развитию по указанной межфазной границе.

При направленном же затвердевании эвтектик плоский фронт кристаллизации обеспечивает гораздо более высокие свойства, чем ячеистый, так как образовавшаяся в этих условиях упрочняющая фаза является менее дефектной (здесь под дефектностью понимается наличие ответвлений в волокнах или пластинах упрочняющей фазы — в местах ответвлений возникает поверхностный раздела, характеризующаяся некоторой кривизной, что приводит к повышенной диффузии и, следовательно, к снижению стабильности композиционной структуры). Одновременно (в пределах возможного) увеличение температурного градиента на фронте кристаллизации и скорости кристаллизации приводит к благоприятному изменению структуры, заключающемуся в измельчении образующихся фаз и (как следствие этого) к повышению прочностных свойств.

Управлять механическими свойствами сплавов можно не только с помощью изменения параметров направленной кристаллизации, но и путем регулирования состава сплавов в различных частях отливки. Требования к свойствам материала пера и замка лопатки разные: перо должно иметь хорошую длительную прочность и пластичность при высоких температурах, а также высокую термостойкость; замок должен иметь высокую прочность и пластичность, а также усталостную прочность при более низких температурах. Предлагается [78] сначала осуществлять направ-

ленную кристаллизацию одного сплава, наиболее оптимального для замковой части лопатки, затем в конце кристаллизации замка на жидкую поверхность этого сплава выливать другой сплав, оптимальный для пера, и осуществлять кристаллизацию дальше. Этим методом была получена рабочая лопатка турбины из двух жаропрочных сплавов.

2. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА НАПРАВЛЕННО ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ СПЛАВОВ

Преимущества сплавов с направленной структурой на примере сплава MAR M200 достаточно хорошо иллюстрируются данными, приведенными в табл. 17. В таблице представлены результаты измерений свойств жаропрочного сплава MAR M200 в направлении роста кристаллов. Это направление совпадает с направлением действия основной силовой нагрузки в лопатке и поэтому представляет наибольший интерес.

Необходимо обратить внимание на следующее обстоятельство: направленная кристаллизация обеспечивает существенное повышение работоспособности никелевых жаропрочных сплавов, при этом наиболее высокий эффект достигается при использовании сплавов с монокристалльной структурой.

Сплавы с монокристалльной структурой лучше сопротивляются высокотемпературной газовой коррозии, что объясняется отсутствием у них границ зерен, с которых начинается окисление. Эти сплавы могут иметь значительно лучшие высокотемпературные свойства вследствие появляющейся возможности модификации состава за счет исключения (или резкого снижения содержания) элементов, вводимых для упрочнения границ зерен и, как правило, заметно снижающих температуру плавления, таких, как углерод, цирконий и бор.

Направленно закристаллизованные сплавы имеют значительно лучшую стойкость к термической усталости, которая может быть в 10 раз выше, чем у сплавов, полученных обычными методами литья. В условиях термоциклирования (1045...310°C) при длительности одного цикла 360 с время до появления первой трещины на образцах из сплава MAR M200 увеличивается с 10...20 ч (для материала с равноосной структурой) до 5000...6000 ч (для образцов с направленной структурой).

Более высокие термоусталостные свойства направленно закристаллизованных сплавов объясняются в значительной мере анизотропией модуля упругости. Как известно, величина термических напряжений определяется следующей зависимостью:

$$\sigma_T = E\alpha\Delta T / (1 - \mu),$$

где E — модуль упругости, α — коэффициент термического расширения, ΔT — перепад температур, μ — коэффициент Пуассона.

При направленной кристаллизации жаропрочных сплавов за счет конкурентного роста зерен различной ориентации устанавли-

Таблица 17

Срок службы при испытаниях на длительную прочность жаропрочного сплава с равноосной и направленной структурами (столбчатой и монокристалльной) [84]

| Метод литья и структура сплава | Свойства при испытании на длительную прочность при 760°C и нагрузке 700 МПа | | | Свойства при испытании на длительную прочность при 980°C и нагрузке 210 МПа | | |
|---|---|--------------|-----------------------|---|--------------|-----------------------|
| | Срок службы, ч | Удлинение, % | Ползучесть, мм/(мм/ч) | Срок службы, ч | Удлинение, % | Ползучесть, мм/(мм/ч) |
| Обычный метод литья, равноосная структура | 4,9 | 0,45 | $70 \cdot 10^{-5}$ | 35,6 | 2,6 | $23,8 \cdot 10^{-5}$ |
| Направленная кристаллизация, столбчатая структура | 366 | 12,6 | $14,5 \cdot 10^{-5}$ | 67,0 | 23,6 | $25,6 \cdot 10^{-5}$ |
| Направленная кристаллизация, монокристалльная структура | 1914 | 14,5 | $2,2 \cdot 10^{-5}$ | 107,0 | 23,6 | $16,1 \cdot 10^{-5}$ |

вается преимущественная кристаллографическая ориентация $\langle 100 \rangle$, имеющая наибольшую скорость роста в перпендикулярном фронту направлении. Кристаллографическая ориентация $\langle 100 \rangle$ характеризуется наименьшими значениями модуля упругости ($E_{20^\circ} \approx 14 \cdot 10^4$ МПа против $23 \cdot 10^4$ МПа для равноосной структуры). Поскольку уровень термических напряжений пропорционален модулю упругости (как видно из приведенной выше формулы) это означает что один и тот же перепад температур вызовет появление больших термических напряжений в сплавах с равноосной структурой по сравнению с направленной, имеющей кристаллографическую ориентацию, близкую к указанной в работе [39].

Сплавы с направленной структурой имеют более высокие пластические свойства в продольном направлении (более 5% против 3% для сплавов с равноосной структурой). В поперечном направлении их пластичность ниже и находится на уровне, характерном для сплавов, полученных обычными методами литья, 2%. Однако для сплавов с монокристалльной структурой она остается такой же высокой (~5%).

Проведенные исследования скорости распространения усталостной трещины при высоких температурах показали, что в направлении, перпендикулярном направлению кристаллизации, усталостная трещина распространяется значительно медленнее, чем в сплаве с равноосной структурой; особенность ее развития заключается в появлении многочисленных боковых ответвлений. Однако при комнатной температуре амплитуда действующих пороговых напряжений, необходимых для возникновения и развития трещины в сплаве с направленной структурой, ниже, чем с равноосной [142]. Такие значительные преимущества направленно закристаллизованных сплавов при эксплуатационных температурах объясняются следующим образом.

1 Как известно, основные силовые нагрузки в лопатках газовых турбин действуют в продольном направлении. В них преобладает разрушение по границам зерен, перпендикулярным оси приложенных напряжений. Отсутствие поперечных границ зерен в сплавах с направленной структурой обеспечивает существенное повышение их долговечности в условиях длительного высокотемпературного воздействия нагрузок. Более высокие термоусталостные свойства сплавов с направленной структурой обусловлены не только их благоприятной преимущественной кристаллографической ориентацией, но также и отсутствием поперечных границ зерен, являющихся зародышами образования трещин. Именно этой особенностью направленно закристаллизованных сплавов объясняется повышение продольных пластических свойств, ибо границы зерен, содержащие различные упрочняющие их выделения (в своем большинстве малопластичные) представляют собой тот элемент структуры, который ответствен за более низкую пластичность сплавов, отлитых обычным методом.

2. При направленной кристаллизации возникает особая структура, напоминающая композиционную. В работе [143] указывается, что более высокие свойства направленной структуры по сравнению с равноосной объясняются наличием столбчатой эвтектической γ' -фазы и продольным расположением карбидов M_6C . Однако вряд ли это объяснение является достаточно полным, поскольку, во-первых, с его помощью можно скорее объяснить увеличение пластичности в продольном направлении, а во-вторых, оно не объясняет полученные в эксперименте [141] результаты, показывающие, что дендритная структура является более прочной, чем ячеистая, хотя при этой структуре эвтектическая γ' -фаза также столбчатая и карбиды расположены продольным образом. Кроме того, еще более прочными оказываются монокристаллы, хотя они имеют во многом сходную структуру.

По-видимому, повышение свойств (прочностных и пластических) можно объяснить не только наличием ориентированно расположенных выделений эвтектической γ' -фазы и карбидов, но и возникновением при направленной кристаллизации продольного дендритного каркаса, связывающего матрицу. В работе [68] показано, что при длительном высокотемпературном нагружении монокристалла сплава ЖС6У трещины возникают в междендритных объемах. Следовательно, междендритные области имеют относительно меньшую прочность, чем сами дендритные ветви.

Указанные особенности структуры направленно закристаллизованных сплавов обуславливают ветвящийся характер распространения в них поперечной усталостной трещины при высоких температурах, что существенно замедляет скорость ее развития.

3. Морфология образующихся при направленной кристаллизации фаз оказывается более благоприятной. Отмечено, что в направленно закристаллизованных сплавах форма мелкодисперсных выделений γ' -фазы близка к сферической [143], а образующиеся в них карбиды наряду с морфологией типа «китайских нероглифов» имеют и округлую форму [107].

Изучение анизотропии удлинения различных зерен (С. Т. Кишкин, Н. Е. Карский, Г. И. Соболев) деформированного сплава ЭИ437 показало, что при статистически среднем удлинении образца, равном в целом 13%, удлинения в различных зернах составляли от 6 до 23%, при этом ни одно зерно не удлинилось на 13% (исследование проводилось методом микросеток). Разрушение при ползучести, идущее по границам зерен разной пластичности, не может не зависеть от локальных свойств (пластичности, модуля упругости) стыкующихся зерен. К сожалению, вопросы микродеформации не получили достаточного освещения в литературе.

3. СОСТАВЫ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ С НАПРАВЛЕННОЙ СТРУКТУРОЙ

Преимущества, обеспечиваемые направленной кристаллизацией, явились причиной активизации работ связанных с созданием сплавов, специально предназначенных для литья с помощью этого прогрессивного технологического процесса. Если раньше для направленной кристаллизации использовались наиболее жаропрочные сплавы, созданные применительно к обычным методам литья, то в дальнейшем были разработаны их модификации, а в настоящее время можно говорить о специальном направлении по созданию сплавов с ориентированной столбчатой и монокристалльной структурами, что является свидетельством достигнутых крупных успехов и большого интереса к работам в этом плане.

Составы и свойства разработанных применительно к литью методом направленной кристаллизации сплавов приведены в табл. 18 и 19. Большинство из этих сплавов — опытные, свидетельствующие скорее об интенсивных работах в данном направлении. Сплавы PWA 1422, PWA 1409 и PWA 1480 уже используются в промышленности для изготовления рабочих и сопловых лопаток газовых турбин [144]. Сплав PWA 1480 не требует добавок гафния, углерода, бора и циркония для упрочнения границ зерен. Взамен этих элементов допускаются добавки 12% тантала, который повышает стойкость сплава к окислению, а также сопротивление ползучести. Кроме того, добавка тантала способствует образованию подслоя из чистой окиси алюминия при нанесении на лопатки покрытий для защиты их от окисления. Начинается освоение в промышленности сплава Rene 150 [136].

Совместный анализ состава и свойств сплавов с направленной структурой показывает, что совершенствование материалов этой группы осуществляется следующими путями:

уменьшением доли карбидного упрочнения (сплавы Rene 125, Rene 150) или полным отказом от него (сплавы 122, 133)

почти обязательным введением в составы сплавов таких остродефицитных и сравнительно мало применявшихся раньше элементов, как тантал, рений и даже рутений.

Указанные особенности легирования, как говорилось ранее, объясняются тем, что карбиды в основном упрочняют границы зерен, а поскольку в направленно закристаллизованных сплавах имеются только продольные границы (столбчатая структура) или они отсутствуют совсем (монокристаллы) то роль карбидов в упрочнении становится иной; это соображение относится ко всем элементам, вводимым в сплавы для упрочнения границ зерен, в частности к бору, цирконию, иттрию, РЗМ.

Присутствие в сплавах в заметных количествах тантала и рения говорит о том, что именно в материалах с направленной структурой данные элементы вносят наиболее эффективный вклад в упрочнение.

Таблица 18

Составы сплавов для направленной кристаллизации

| Марка сплава | Массовая доля легирующих элементов, % | | | | | | | | | | | | | Источник | |
|---|---------------------------------------|------|------|------|-----|-----|------|-------|-----|------|------|-------|-----|---------------------------|-----------------|
| | C | Cr | Co | Al | Ti | Mo | W | Nb | Hf | Ta | Zr | V | Si | | Другие элементы |
| Сплавы со столбчатой структурой | | | | | | | | | | | | | | | |
| PWA 1422 (MAR M200 + + Hf) | 0,15 | 9,0 | 10,0 | 5,0 | 2,0 | — | 12,5 | 1,0 | 2,0 | — | 0,05 | — | — | 0,015 B | [131] |
| Сплав 122 | — | 5,4 | 3,5 | 12,7 | — | — | 1,0 | — | — | 2,2 | — | 5,5 | — | 1,0 Re | [79] |
| Сплав 133 | — | 5,4 | 3,5 | 12,7 | — | — | — | — | — | 2,2 | — | 5,5 | — | 1,5 Re; 0,5 Rh | [79] |
| Rene 125 | 0,1 | 8,9 | 10,0 | 4,7 | 2,4 | 1,9 | 6,8 | < 0,1 | 1,5 | 3,8 | 0,04 | < 0,1 | 0,1 | 0,016 B; | [145] |
| Rene 150 | 0,06 | 5,0 | 10,0 | 5,5 | — | 1,0 | 5,0 | — | 1,5 | 6,0 | 0,02 | 2,2 | — | 0,1 Mn; 0,1 Fe | [146] |
| MAR M247 | 0,15 | 8,5 | 10,0 | 5,5 | 1,0 | 0,7 | 10,0 | — | 1,4 | 3,5 | 0,05 | — | — | 3,0 Re; 0,02 B 0,015 B | [138] |
| Сплавы с монокристаллической структурой | | | | | | | | | | | | | | | |
| PWA 1409 (монокристаллический вариант MAR M200) | 0,13 | 9,0 | 10,0 | 5,0 | 2,0 | — | 12,0 | 1,0 | — | — | — | — | — | — | [84] |
| PWA 1480 | — | 9,0 | 10,0 | 5,0 | 2,0 | — | — | 1,0 | — | — | — | — | — | (W + Ta) = 12 | [136] |
| NASA IR100 | — | 9,0 | — | 5,7 | 1,2 | 1,0 | 10,5 | — | — | 3,5 | — | — | — | — | [138] |
| Сплав 454 | — | 10,0 | 5,0 | 5,0 | 1,5 | — | 4,0 | — | — | 12,0 | — | — | — | — | [80] |
| Сплав 203E | — | 5,2 | — | 5,4 | 1,1 | 2,0 | 5,0 | — | — | 6,4 | — | 0,4 | — | 3,0 Re | [81] |

Таблица 19

Свойства сплавов с направленной структурой

| Марка сплава | Пределы длительной прочности σ_{100} (МПа) при температуре (°C) | | | | | Пределы длительной прочности σ_{1000} (МПа) при температуре (°C) | | | | | Источник | Другие прочностные свойства (МПа) |
|--|--|-------------------------|--------------------------|--------------------------|------|---|-----|---------------------------|----------------|------|-----------|---|
| | 760 | 800 | 900 | 1000 | 1100 | 760 | 800 | 900 | 1000 | 1100 | | |
| Сплавы со столбчатой структурой | | | | | | | | | | | | |
| PWA 1422 (MAR M200 + Hf) | | 492 (871°C, 56 ч) | 41 | 230 (975°C) | 65 | | | | 112 (982°C) | | [81, 147] | |
| Сплав 122 | | | 420 (204 ч) | 246 (982°C, 184 ч) | | | | | | | [79] | $\sigma_s^{650} = 1100$ $\sigma_{0.2}^{650} = 956$ |
| Сплав 133 | | | | 246 (982°C, 189 ч) | | | | | | | [79] | $\sigma_s^{650} = 1120$ $\sigma_{0.2}^{650} = 900$ |
| Rene 125 | | | | | | | | 210 (880°C, 500 ч) | | | [148] | |
| Rene 150 | | | 420 (895°C, 234 ч) | 245 (982°C) | | | | 210 (945°C, 5000 ч) | 160 (982°C) | | [82, 148] | |
| MAR M247 | | | | 210 (982°C) | | | | | | | [138] | |
| Сплавы с монокристаллической структурой | | | | | | | | | | | | |
| PWA 1409 (монокристаллический вариант MAR M200) | | | | 21 (980°C) | | 70 (1914 ч) | | | | | [84] | |

Таблица 20

Свойства сплава ЖС6У с направленной структурой [40]

| Направление приложенных нагрузок | Предел длительной прочности ($t = 975^{\circ}\text{C}$, $\sigma = 260$ МПа) | | | Свойства при 20°C | | |
|----------------------------------|--|------------|----------|-----------------------------------|------------|----------|
| | τ ч | δ % | ψ % | σ_b МПа | δ % | ψ % |
| | Крупностолбчатая структура | | | | | |
| Продольное | 64 | 18 | 27 | 890 | 3,6 | 4,8 |
| Поперечное | 34 | 4 | 4 | 870 | 2,8 | 3,5 |
| | Тонкостолбчатая структура | | | | | |
| Продольное | 31 | 10 | 21 | 1040 | 10 | 13 |
| Поперечное | 12 | 1,4 | 2,7 | 1030 | 9 | 14 |

Таблица 21

Средние значения пределов длительной прочности сплава ЖС6У с направленной структурой [66]

| Температура, $^{\circ}\text{C}$ | Пределы длительной прочности, МПа | | |
|---------------------------------|-----------------------------------|-----------------|-------------------------------|
| | σ_{100} | σ_{1000} | σ_{10000} |
| 900 | 370 (420*) | 255 | 165 ($\sigma_{5000} = 190$) |
| 982 | 230 | 140 | — |
| 1000 | 185 (200*) | — | 75 ($\sigma_{5000} = 85$) |
| 1050 | 135 | 85 | — |

* Отдельные плавки (переплавы)

Указанное справедливо не только для сплавов с традиционным γ/γ' -дисперсионным упрочнением, но также и для сплавов интерметаллидного (на основе соединения Ni_3Al) класса. К ним относятся сплавы 122 и 133 с особо высоким содержанием алюминия. Известно, что сплавы этой группы, обладая достаточной жаропрочностью в области температур выше 1100°C и имея весьма высокий уровень жаростойкости, значительно уступают сплавам с дисперсионным γ/γ' -упрочнением в долговечности работы при эксплуатационных температурах $800 \dots 1050^{\circ}\text{C}$. Легированные интерметаллидных сплавов танталом, реннем и рутением, а также отливка их методом направленной кристаллизации обеспечивают уровень свойств этих материалов при температурах $900 \dots 1000^{\circ}\text{C}$, соизмеримый со свойствами сплавов PWA 1422, Rene 150 и др., что позволяет по-новому оценивать перспективы применения подобных сплавов в ГТД.

Сравнение свойств отечественного серийного сплава ЖС6У с направленной структурой (табл. 20 и 21) с серийными спла-

вами PWA 1422 и PWA 1409 (в этих сплавах отсутствуют тантал и рений) показывает, что он не уступает и даже превосходит их по долговечности при температуре 975°C.

Глава 7 ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ С НАПРАВЛЕННОЙ СТРУКТУРОЙ

Успехи в разработке технологии направленной кристаллизации, а также в изучении диаграмм состояния различных систем обеспечили решение еще одной важной задачи — получения эвтектик с ориентированной структурой, представляющих собой естественные композиционные материалы. Следует, однако, заметить, что если исследования, связанные с созданием композиционных материалов для использования при невысоких температурах, оказались настолько успешными, что их результаты нашли широкое применение на практике, то работы по созданию композиционных материалов, предназначенных для высоких температур, еще существенно не продвинулись. Основная трудность, которую необходимо здесь преодолеть, заключается в разработке надежных способов предотвращения взаимодействия на границе «матрица — упрочнитель», которое при высоких температурах в условиях резкой активизации диффузионных процессов является одним из наиболее важных факторов, ограничивающих работоспособность таких материалов.

В естественных композиционных материалах — эвтектиках, представляющих собой термодинамически равновесные системы, вопросы взаимодействия на межфазных границах хотя и остаются достаточно важными, все же имеют гораздо меньшую значимость, поскольку их структура характеризуется большей стабильностью в условиях воздействия тепловых и силовых нагрузок по сравнению со структурой искусственных композиционных материалов. Установлено, что направленно закристаллизованные эвтектики могут успешно работать в тех условиях, в которых работают лопатки ГТД. При этом температурный уровень их работы может быть гораздо выше (композиционная структура направленных эвтектик, обеспечивающая их работоспособность, сохраняется практически вплоть до плавления, в то время как дисперсионный механизм упрочнения в жаропрочных никелевых сплавах не реализуется при растворении в γ -матрице частиц γ' -фазы в интервале температур на 200...300°C ниже температуры плавления)

В настоящее время считается, что на основе направленных эвтектик могут быть созданы материалы с рабочей температурой до 1100°C и выше, в то время как сплавы с направленной кристаллизацией могут надежно работать до температур 1000...1030°C.

Первые результаты, полученные при исследовании жаропрочных эвтектических сплавов с направленной структурой, явились

основой для широкого развертывания фронта работ в этом направлении. Были изучены эвтектики различного типа, в которых упрочняющая фаза выделяется либо в форме волокон, либо в виде пластин, а матрица представляет собой или однородный твердый раствор, или твердый раствор с дисперсионным упрочнением.

Значительную роль в создании жаропрочных эвтектических сплавов сыграло изучение диаграмм состояния соответствующих систем советскими учеными [69].

Направленная кристаллизация эвтектик связана с двумя важными особенностями: необходимостью обеспечения плоского фронта кристаллизации (для осуществления которого, как известно, требуются высокие градиенты температур и низкие скорости вытягивания) и вытекающей из этого длительностью процесса, в результате чего значительно увеличивается время взаимодействия расплава с формой. Указанные обстоятельства обусловили проведение работ, направленных на повышение скорости роста эвтектик и разработку материала форм и стержней, не взаимодействующих с жидким металлом в процессе направленной кристаллизации эвтектических сплавов.

1. ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКА ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Работы по созданию жаропрочных сплавов на основе направленных эвтектик были связаны с решением многих новых вопросов физики металлов, в частности с изучением механизма зародышеобразования при направленной кристаллизации эвтектик и совместного роста фаз, с исследованием стабильности их структур при высоких температурах, механизма сфероидизации волокон, стержней или пластин упрочняющей фазы и разрушения при различных условиях воздействия температур, напряжений и окружающей среды, а также других проблем, достаточно полно обобщенных в работах [53, 67, 70].

В это же время была проведена работа, связанная с поисками составов и изучением свойств различных эвтектических систем, перспективных для использования во многих областях техники, в том числе представляющих интерес в качестве основы жаропрочных сплавов. Результаты этих исследований, включающие 221 перспективную эвтектическую композицию, систематизированы в работе [67].

Применительно к проблемам создания высокотемпературных конструкционных материалов, в первую очередь для лопаток ГТД, наиболее глубоко изучались следующие эвтектические системы: γ -МС, γ' - δ и γ/γ' - δ , γ/γ' -МС, γ/γ' - α .

Системы γ -МС, γ' - δ и γ/γ' - δ являются эвтектиками первого поколения. Среди эвтектик этой группы широко исследовались сплавы Co₇₀Cr₃₀ 3, Co₇₀Cr₃₀ 33, Co-Cr₇₀C₃₀, Ni₃Al-Ni₃Nb, (Ni-Cr/Ni₃Al)-Ni₃Nb. Сплав Co₇₀Cr₃₀ 3 и Co₇₀Cr₃₀ 33 (рис. 13) представляет собой эвтектику, состоящую из пластичной матрицы

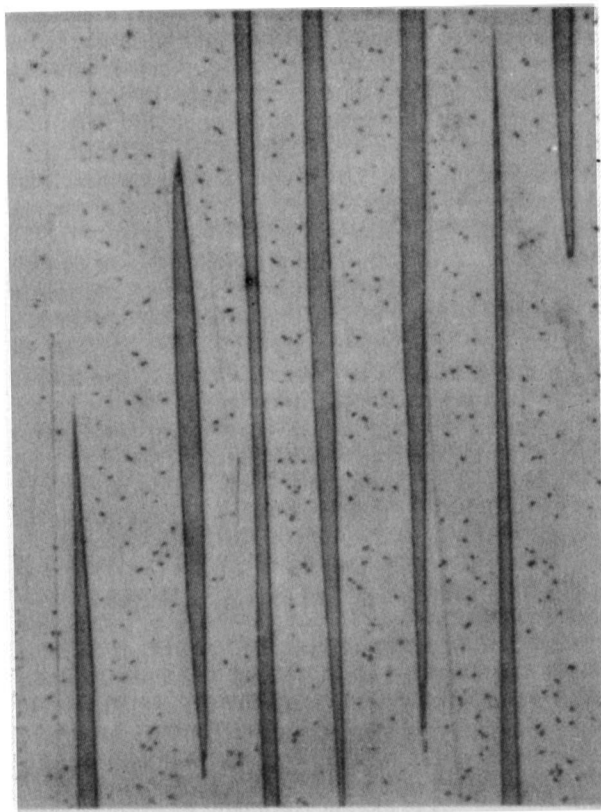


Рис. 13. Микроструктура сплава Cotic 3 в продольном направлении при увеличении 1000

на основе кобальта, упрочненную волокнами монокристаллического TaC. Эти материалы имеют высокий уровень свойств при температурах более 1000°C. Так, предел 1000-часовой длительной прочности при 1100°C сплава Cotic 3 составляет 100 МПа, а сплава Cotic 33 – 155 МПа [151]. Они имеют высокую ударную вязкость при испытаниях образцов с надрезом.

Однако сплавы этой системы имеют следующие недостатки, не позволяющие рассчитывать на успешное применение их в качестве материала лопаток:

при температурах 800–900°C сплавы Cotic 3 и Cotic 33 по своим механическим свойствам уступают высокожаропрочным литейным никелевым сплавам;

растворимость монокристаллического TaC в кобальтовой матрице весьма значительно меняется при изменении температуры, что является главной причиной изменения морфологии упрочняющих волокон и их преждевременного разрушения при термоциклировании.

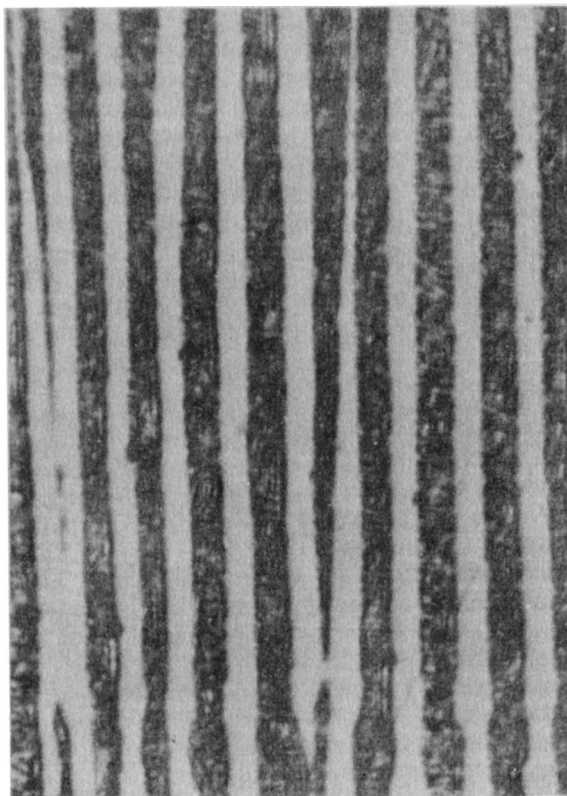


Рис. 14. Микроструктура направленно закристаллизованного эвтектического сплава $\text{Ni}_3\text{Al} - \text{Ni}_3\text{Nb}$ при увеличении 500

направленные эвтектики $\text{Co}-\text{Cr}_7\text{C}_3$ по уровню жаропрочности незначительно превышают свойства лучших никелевых сплавов с дисперсионным упрочнением и уступают эвтектическим сплавам других систем. Некоторое улучшение сопротивления ползучести этих сплавов достигается при микролегировании их гафнием и танталом [152].

Значительный интерес был проявлен к эвтектикам на основе $\text{Ni}_3\text{Al}-\text{Ni}_3\text{Nb}$ (рис. 14) имеющим высокий уровень прочностных и усталостных свойств, а также термостойкость во всем интервале эксплуатационных температур. Однако их низкая коррозионная стойкость и особенно низкая пластичность явились причиной разработки эвтектических сплавов $(\text{Ni}-\text{Cr}/\text{Ni}_3\text{Al})-\text{Ni}_3\text{Nb}$, структура которых представляет собой чередующиеся пластины хрупкой δ -фазы (Ni_3Nb) с пластичной матрицей, состоящей из γ -твердого раствора и дисперсных частиц

γ' -фазы. В результате пластичность несколько возросла, хотя жаропрочность снизилась.

Были изучены температурно-временные условия кристаллизации, необходимые для получения требуемой композиционной структуры эвтектических сплавов (Ni—Cr/Ni₃Al)—Ni₃Nb. Показано, что система γ/γ' — δ имеет весьма высокое сопротивление распространению усталостной трещины, обусловленное эффектами расслоения в вершине трещины, наблюдаемыми преимущественно по продольным границам зерен и частично вдоль поверхности раздела пластин [153].

При испытаниях эвтектик γ/γ' — δ в среде водорода было обнаружено снижение пределов прочности при растяжении, относительного удлинения и сужения, причем в наибольшей степени на образцах с надрезом [154].

Из эвтектического сплава γ/γ' — δ состава Ni—20Nb—2,5Al—6Cr методом направленной кристаллизации были успешно отлиты различные сплошные и полые рабочие и сопловые лопатки турбин. При испытании прочность образцов, вырезанных из профилей этих лопаток, была выше прочности сплава PWA1422 [155]. Лопатки из сплавов γ/γ' — δ в 1976 г прошли успешные испытания на двигателях [144].

К эвтектическим сплавам второго поколения, интенсивно изучаемым в настоящее время и считающимся реальными кандидатами для применения в перспективных двигателях 1980—1990-х гг., относятся материалы систем γ/γ' —MC и γ/γ' — α .

Среди эвтектик γ/γ' —MC наиболее широко исследуются сплавы типа Nitac 13 и Cotac 74—эвтектические сплавы, состоящие из никелевой γ -матрицы, упрочненной дисперсными γ' -выделениями, и волокон монокарбидов на основе TaC или NbC.

Сплав Nitac 13 и его модификации представляют собой направленно закристаллизованные эвтектические композиции γ/γ' —TaC. Из них могут быть изготовлены лопатки, способные работать при температурах до 1065°C.

В сплавах типа Nitac 13, так же как и во всех эвтектических композициях γ/γ' —MC, реализуются два механизма упрочнения: дисперсионное γ' -упрочнение, эффективно работающее при средних температурах, и композиционное «матрица—волокна MC», обеспечивающее упрочняющей эффект вплоть до предплавления температур. Указанные особенности определили значительные преимущества материалов данного класса.

Сплав Nitac 13 имеет превосходные показатели длительной прочности, пластичности и усталости, значительно превышающие соответствующие характеристики литейных жаропрочных никелевых сплавов с направленной структурой. Вместе с тем стойкость к окислению этого сплава (в нем содержится 5,6% ванадия) даже при наличии защитных покрытий, термостойкость и прочностные свойства при наиболее высоких температурах считаются недостаточными. В связи с этим были разработаны его различные

модификации, в определенной мере устраняющие те или другие недостатки. В частности, в сплаве Nitac 3-116A содержание ванадия снижено до 4,2%, а алюминия увеличено с 5,4 до 6,5%. В результате достигнуто не только повышение потенциальной рабочей температуры, но при этом существенно возросла стойкость сплава к высокотемпературной газовой коррозии.

В сплаве Cotac 74 (рис. 15) матрица, состоящая из никелевого сплава γ/γ' упрочнена волокнами NbC. Сплавы Cotac 74 и его модификации отличаются очень высокой термостойкостью, что делает их особенно пригодными для лопаток газовых турбин, работающих в условиях многократных нагревов. Наиболее совершенная композиция сплавов этого типа Cotac 744 обеспечивает работоспособность материала в течение 1000 ч (нагрузка 150 МПа) при температуре 1045°C (табл. 22), что значительно превышает соответствующие показатели для большинства других эвтектик и наиболее жаропрочных промышленных литейных никелевых сплавов [151].

Достигнутое увеличение скоростей кристаллизации сплава Cotac 744 с 12 до 16 мм/ч позволило не только повысить производительность процесса, но и увеличить долговечность при высоких температурах в 2 раза за счет измельчения образующихся при кристаллизации волокон карбида NbC и соответственно увеличения их количества (при той же суммарной объемной доле). Указывается [157], что небольшие добавки иттрия в этих сплавах, по-видимому улучшают сопротивление ползучести, а также значительно повышают коррозионную стойкость.

Установлено, что в сплавах этого типа волокна карбида NbC при высокотемпературном нагружении могут частично превращаться в сферический карбид $Cr_{23}C_6$. Поскольку подобное фазовое превращение ограничивает работоспособность указанных материалов, было проведено изучение области существования карбидов $M_{23}C_6$ в системах легирования, соответствующих сплавам Cotac 74—Cotac 744 [151], позволившее обеспечить их высокую структурную стабильность. Однако в более сложном по легированию сплаве Cotac 744 из-за этого пришлось снизить содержание хрома.

Таблица 22

**Температурный уровень работы материалов в течение 1000 ч
при нагрузке 150 МПа**

| Сплав | Температурный уровень работы, °C | Сплав | Температурный уровень работы, °C |
|-----------|----------------------------------|---------------------------|----------------------------------|
| Cotac 744 | 1045 | $\gamma/\gamma' - \delta$ | 1000 |
| Cotac 74 | 1000 | MAR M200(НК) | 965 |
| Nitac 13 | 1005 | IN 100 | 945 |

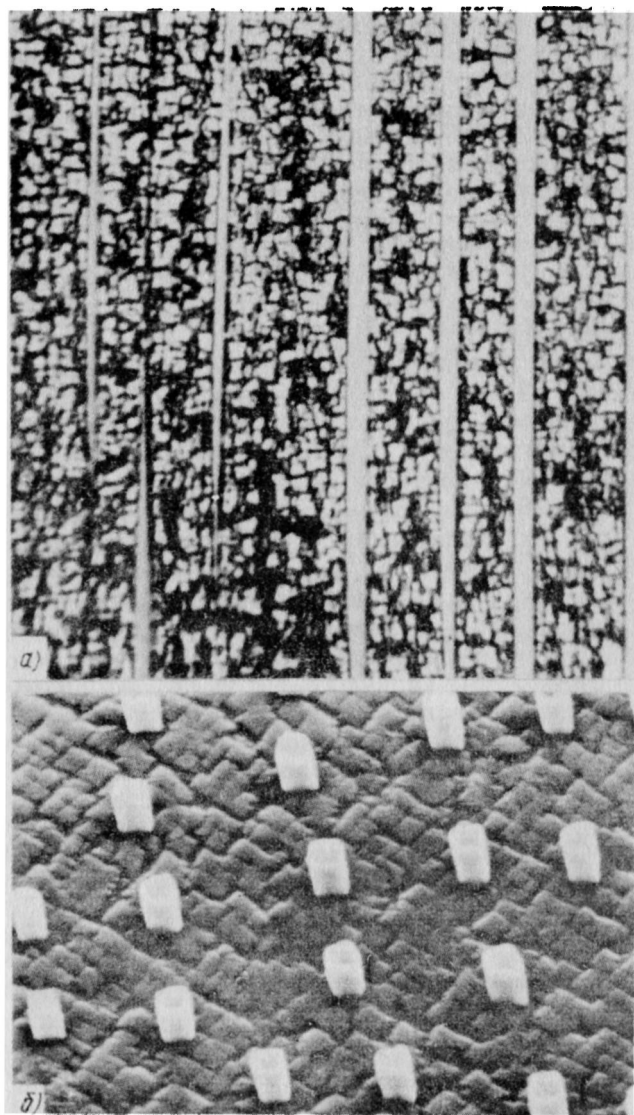


Рис.15. Микроструктура сплава CoAs 74:
а — в продольном направлении (при увеличении 1600);
б — в поперечном направлении (при увеличении 2000)

Активные работы ведутся по изучению эвтектик, состоящих из γ/γ' -матрицы и волокон на основе молибдена: Ni Al Mo. Установлены области их существования в никелевой матрице [158]. Температура плавления этих эвтектик несколько ниже (1300...1310°C) чем сплавов Cotac 74 (1340°C) однако объемная доля упрочняющих волокон α —Mo намного выше (20...32% против 5...6% для Cotac 74) Несмотря на наличие большого количества волокон α —Mo, некоторые из этих композиций имеют высокую стойкость против окисления, сравнимую со сплавом IN 100 (композиции, в которых матрица, в основном, состоит из жаростойкой γ' -фазы) По уровню жаропрочности при высоких температурах сплавы этого типа несколько уступают сплаву Cotac 744, однако они гораздо технологичнее, поскольку могут направленно кристаллизоваться с получением композиционной структуры при скоростях 30 мм/ч.

Пластичность этих сплавов достаточно высока 10...12% Их прочность ($\sigma_{0.2}^{20^\circ\text{C}}$) сильно зависит от содержания молибдена и изменяется от 940 до 1210 МПа [159]. Добавки хрома (до 3%) не снижая заметно длительную прочность, приводят к повышению стойкости данных сплавов к циклическому окислению.

Наряду с указанными сплавами изучаются другие эвтектические системы, которые смогут обеспечить дальнейшее повышение температурного уровня работы материалов, в частности на основе тугоплавких металлов (ниобий, хром) керамических систем и других.

2. СОСТАВЫ И СВОЙСТВА ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

В табл. 23 и 24 приведены составы и свойства изученных сплавов (по литературным данным) Анализ показывает что сплавы этого типа позволяют увеличить рабочую температуру материала лопаток по сравнению с применяемыми в настоящее время наиболее жаропрочными литейными никелевыми сплавами с направленной структурой на 35...80°C. Большинство из этих сплавов имеют хорошее или удовлетворительное сопротивление окислению и могут успешно работать в условиях термоциклирования. Сплавы типа γ/γ' — α и γ/γ' MC имеют удовлетворительную пластичность в поперечном направлении, что выгодно отличает их от эвтектик первого поколения.

Несмотря на очевидные успехи, достигнутые в разработке литейных эвтектических сплавов с направленной структурой, обеспечение их надежной работы на двигателях требует проведения дополнительных исследований, направленных, в частности, на:

повышение термической стабильности структуры эвтектик в эксплуатационных условиях;

повышение коррозионной стойкости и разработку надежных защитных покрытий;

повышение свойств в поперечном направлении;

Таблица 23

Составы эвтектических сплавов

| Сплав | Химический состав, % по массе | | | | | | | | | | | Источник |
|---------------------------|-------------------------------|-----|-----|-----|------|-----|-----|-----|-----|----|------|----------|
| | Ni | Co | Cr | Al | Nb | Ta | W | Re | V | Mo | C | |
| $\gamma/\gamma' - \delta$ | Основа | — | 6 | 2,5 | 20,1 | — | — | — | — | — | 0,06 | [156] |
| Nitac 13 | « | 3,3 | 4,4 | 5,4 | — | 8,1 | 3,1 | 6,2 | 5,6 | — | 0,48 | [156] |
| $\gamma/\gamma' - \alpha$ | « | — | — | 6 | — | — | — | — | — | 32 | — | [156] |
| Nitac 116A | « | 3,7 | 1,9 | 6,5 | — | 8,2 | — | 6,3 | 4,2 | — | 0,24 | [156] |
| $\alpha - \beta$ | « | 10 | — | 11 | — | — | 8 | — | — | — | — | [156] |
| Cotac 74 | « | 20 | 10 | 4 | 4,9 | — | 10 | — | — | — | 0,6 | [156] |
| Cotac 741 | « | 10 | 10 | 5 | 4,7 | — | 10 | — | — | — | 0,5 | [160] |
| Nihs 24 | 54 | 5 | 2 | 2 | — | 14 | — | 3 | 5 | 3 | 0,99 | [83] |
| Cotac 742 | Основа | 10 | 6 | 6 | 4,2 | — | 10 | — | — | — | 0,47 | [151] |
| Cotac 744 | « | 10 | 4 | 6 | 3,8 | — | 10 | — | — | 2 | 0,46 | [151] |

Таблица 24

Свойства эвтектических сплавов

| Сплав | Плотность, кг/м ³ | Температура плавления, °С | Потенциальная рабочая температура, °С | 100-ч длительная прочность при сдвиге (760 °С), МПа | Удлинение при растяжении в поперечном направлении, % | Сопротивление окислению и горячей коррозии | Долговечность до разрушения (ч) | | | | | | Источник |
|----------------------|------------------------------|---------------------------|---------------------------------------|---|--|--|---------------------------------------|----------------------|-------------------------|--------------------------------|---------------------------------|------|----------------|
| | | | | | | | Напряжение (МПа) при температуре (°С) | | | | | | |
| | | | | | | | 900 | 950 | 1000 | 1050 | 1100 | 1150 | |
| γ/γ' - δ Nitac 13 | 8580 8719 | 1271 1349 | 1000 1005 | 176 | 0,5 3 | Плохое Плохое | | — | — | — | | | [156] [156] |
| γ/γ' - α | 8497 | 1310 | 1015 | 224 | 5 | Хорошее | | — | > 50 245 (982 °С) | | | | [156] |
| Nitac 116A α - β | 8580 8027 | 1371 | 1030 | 173 | 1 | Хорошее Отличное | — | — | — | — | | | [156] [156] |
| Cotac 74 | 8580 | 1330 | | 347 | 2 | Хорошее | $\frac{2600}{220}$ | $\frac{> 8000}{140}$ | — | $\frac{3028}{90}$ (1040 °С) | | | [156, 160] |
| Cotac 741 | 8500 | 1336 | | — | | — | | | — | $\frac{140}{140}$ | $\frac{1452}{120}$ (1050 °С) | | [156] |
| Niks 24 | | 1395 | | | — | | $\frac{1527}{280}$ (927 °С) | — | | $\frac{213}{175}$ (1065 °С) | | | [83] |
| Cotac 742 | 8330 | 1345 | — | — | | | — | | | — | | | [151] |

Продолжение табл. 24

| Сплав | Плотность, кг/м ³ | Температура плавления, °С | Потенциальная рабочая температура, °С | 100-ч длительная прочность при сдвиге (760 °С), МПа | Удлинение при растяжении в поперечном направлении, % | Сопротивление окислению и горячей коррозии | Долговечность до разрушения (ч) | | | | | | Источник |
|------------------|------------------------------|---------------------------|---------------------------------------|---|--|--|---------------------------------------|-----|----------------------|------|----------------------|---------------------|----------|
| | | | | | | | Напряжение (МПа) при температуре (°С) | | | | | | |
| | | | | | | | 900 | 950 | 1000 | 1050 | 1100 | 1150 | |
| Сотас 744 | 8510 | 1340 | 1045 | | — | — | $\frac{1000}{300}$ | — | $\frac{1000}{180}$ | | $\frac{1000}{120}$ | | [151] |
| γ/γ' (Nb, W)C | — | — | — | — | — | — | $\frac{1000^*}{320}$ | — | $\frac{1000^*}{190}$ | — | $\frac{1000^*}{115}$ | $\frac{1000^*}{88}$ | [71] |

*Испытания в вакууме.

изучение свойств эвтектических сплавов с композиционной, дендритной и смешанной структурами (поскольку композиционная структура может быть получена не во всех местах лопатки) или проведение исследований, связанных с получением направленной композиционной структуры во всем изделии;

разработку конструкций охлаждаемых и неохлаждаемых рабочих и сопловых лопаток, учитывающих специфику материалов этого класса (анизотропия свойств в продольном и поперечном направлениях) трудности получения качественной структуры в штырьках и пр.,

повышение скоростей кристаллизации эвтектик.

Глава 8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Термическая обработка литейных жаропрочных никелевых сплавов менее сложна, чем деформированных, что объясняется следующими их особенностями:

1. В силу более сложного легирования литейные сплавы менее пластичны, чем деформированные, поэтому возможности повышения прочностных свойств за счет наблюдаемого в большинстве случаев при термообработке снижения пластичности ограничены.

2. Рабочие температуры литейных сплавов значительно выше, чем деформированных (900°C и более) поэтому для них не могут применяться низкотемпературные ступени термообработки (длительное старение при температурах $650\text{...}750^{\circ}\text{C}$) обеспечивающие высокие показатели кратковременного предела прочности и текучести, ибо получаемая в этом случае структура будет нестабильной в процессе эксплуатации при высоких температурах.

3. Для литейных сплавов использование больших скоростей охлаждения нежелательно, так как отливаемые из них лопатки имеют очень сложную форму наружной и внутренней поверхности, вследствие чего при быстром охлаждении в них возникают значительные термические напряжения, которые могут привести к возникновению достаточно больших остаточных напряжений, снижающих работоспособность лопаток, а в некоторых случаях и к трещинам.

Вместе с тем термообработка литейных сплавов в той или иной форме проводится обязательно, так как с ее помощью обеспечивается оптимальный комплекс эксплуатационных свойств и устраняются (или сводятся к минимуму) остаточные литейные напряжения. Кроме того, при нанесении защитных покрытий на лопатки сплавы подвергаются нагревам до высоких температур, которые оказывают влияние на их структуру и свойства и в целом представляют собой определенную часть термообработки.

Важной ступенью термической обработки литейных никелевых сплавов является гомогенизация, необходимая для уменьшения степени ликвации, вызванной дендритной кристаллизацией. Гомо-

генизирующий отжиг стабилизирует структуру сплавов. Отмечено [4], что гомогенизация литого сплава У 500 улучшает пластичность и повышает длительную прочность. При этом рекомендовано проводить гомогенизацию при тех температурах, которые обеспечивают наиболее полное растворение «шаровидных» (эвтектических) выделений γ' -фазы, поскольку эти выделения вряд ли полезны (хотя доказательства ухудшения свойств «шаровидными» выделениями γ' -фазы отсутствуют) Здесь следует указать, что приведенные в работе [4] рекомендации относятся к неравновесной части эвтектических образований γ' -фазы. Изучение влияния температуры гомогенизации на свойства сплава MAR M200 с гафнием показало [161], что повышение температуры с 1182°C до 1210°C способствует более полному растворению грубых выделений γ' -фазы, образовавшихся при направленной кристаллизации, и, следовательно, увеличивает объемную долю мелкодисперсных γ' -частиц, выделяющихся при охлаждении и старении. При этом увеличение объемной доли мелкодисперсной γ' -фазы (размером 0,5 мкм) от 30 до 45% приводит к увеличению времени до разрушения в 3 раза.

В работе [72] сообщается о режиме термообработки сплава ЭП539Л применение которого позволяет заметно повысить комплекс эксплуатационных свойств. Для слабо- и среднелегированных литейных сплавов режимы термообработки по степени сложности приближаются к режимам для деформированных сплавов (гомогенизация + двойное старение и т. д.)

Вместе с тем указывается [64], что в особожаропрочном литейном сплаве ЖС6Ф термообработка снижает пластичность.

Все это означает что до определенного времени не существовало единого мнения относительно целесообразности применения термообработки с целью повышения комплекса свойств для разных групп сплавов. Подобное положение можно объяснить тем, что в особожаропрочных сплавах и сплавах, предназначенных для применения при средних температурах, имеющих разный уровень и характер легирования, процессы изменения морфологии дисперсных включений, степени их дисперсности, состояния межзеренных границ и т. д. при термической обработке протекают различным образом. В частности, в особожаропрочном сплаве ЖС6У с равноосной структурой в результате гомогенизации при температуре 1210°C и последующего охлаждения действительно улучшаются морфология и дисперсность выделений γ' -фазы, что должно привести к улучшению механических свойств, однако образующиеся при этом карбиды неблагоприятной пластинчатой морфологии M_6C заметно снижают пластичность и, по-видимому, являются причиной того, что длительная прочность после термообработки не возрастает [7]. В то же время в менее легированном сплаве ЖС6К термическая обработка при высокой температуре не приводит к образованию новых фаз, а двойной карбид типа M_6C появляется в сплаве лишь после длительного нагрева (более 300 ч) при 900°C. Не случайно

поэтому обращается внимание на необходимость изучения вторых фаз (их морфологии и роли) при различных режимах термообработки [162]

Применяемая в настоящее время термическая обработка высокопрочных литейных сплавов состоит из двух ступеней: гомогенизации с последующей закалкой (путем регулируемого охлаждения в среде инертного газа) и старения. Так, термообработка монокристалльного сплава PWA 1409 следующей [138] выдержка в течение 4 ч при 1220°C с последующим старением при 870°C (32 ч) При указанных температуре и времени выдержки гомогенизация сплава осуществляется в условиях полного растворения фазы, при этом происходит выравнивание состава, не успевают образоваться нежелательные фазы и обеспечивается заметное снижение уровня остаточных литейных напряжений.

Проводимое затем длительное старение при 870°C обеспечивает выделение более дисперсных частиц γ' -фазы в полном объеме.

В эвтектических сплавах γ/γ' MC (семейства Cotac 74) также применяется термическая обработка [151] при этом гомогенизация осуществляется при температуре полного растворения фазы 1210°C (20 мин) а старение при 850°C (16 ч)

В настоящее время термическую обработку начинают использовать не только для повышения комплекса свойств новых изделий, но также для полного восстановления структуры и свойств деталей, отработавших ресурс. По данным [163] применение восстановительной термообработки позволяет втрое увеличить ресурс изделия, что, учитывая высокую трудоемкость и стоимость изготовления лопаток, является чрезвычайно перспективным направлением.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Интенсивные работы, направленные на создание новых высокотемпературных материалов для горячего тракта двигателей, естественно, не ограничиваются разработкой литейных сплавов на никелевой основе. В последнее время достигнуты значительные успехи в создании такого нового класса материалов, как дисперсноупрочненные никелевые сплавы. Представители этого класса сплавы MA 6000 и WAZ-D имеют пределы длительной прочности $\sigma_{100}^{1095^\circ\text{C}} = 168$ МПа и $\sigma_{1000}^{1150^\circ\text{C}} = 105$ МПа соответственно и являются чрезвычайно перспективными [121]

Разрабатываются новые технологические процессы, обеспечивающие получение материалов с высоким уровнем свойств, в частности метод «механического легирования» для изготовления наиболее жаропрочных дисперсноупрочненных сплавов [164] метод сверхбыстрого затвердевания, с помощью которого создан сплав RSR185, имеющий температурный уровень работоспособности на 83°C выше, чем сплав PWA 1422 [165]

Именно эти материалы, включая в первую очередь рассмотренные в обзоре новые литейные никелевые сплавы, составят облик газотурбинных двигателей 1980—1990-х гг

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кишкин С. Т. Структура сплавов и их прочность. В кн.: Я. С. Уманский, Б. Н. Финкельштейн, М. Е. Блантер и др. Физические основы металловедения. М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1955, с. 651—704.
2. Бокштейн С. З. Строение и свойства металлических сплавов. М.: Металлургия, 1971, 496 с.
3. Бокштейн С. З., Гинзбург С. С., Кишкин С. Т., Мороз Л. М. Электронно-микроскопическая автордиография в металловедении. М.: Металлургия, 1978, 263 с.
4. Дэжер Р. Ф., Симс Ч. Т. Металловедение сплавов на никелевой основе. В кн.: Ч. Симс, В. Хагель. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1976, с. 39—82.
5. Фоулей Р. У. Успехи в разработке жаропрочных сплавов. В кн.: Ч. Симс, В. Хагель. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1976, стр. 11—38.
6. Масленков С. Б. Легирование и термическая обработка жаропрочных сплавов. Металловедение и термическая обработка металлов, 1977 № 10, с. 49—53.
7. Лашко Н. Ф., Союшкина А. П., Шпунт К. Я., Козлова М. Н., Жуков Н. Д., Булыгин И. П. Литейный жаропрочный сплав. В кн.: Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 23—31.
8. Панкратов В. А., Фоменко В. П. Применение литейного никелевого жаропрочного сплава ВЖЛ12У в современных конструкциях.— В сб. Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 36—39.
9. Миркин И. Л., Канцеев О. Д. Связь жаропрочности и разности периодов фаз дисперсионно-твердеющих сплавов. Металловедение и термическая обработка металлов, 1967, № 1 с. 8—11.
10. Ковалев А. И., Логунов А. В., Петрушин Н. В. Теплофизические свойства жаропрочных сплавов системы Ni—Cr В сб.: Тепло- и массоперенос. Минск, Институт тепло- и массообмена, 1972, т 7 с. 392—396.
11. Логунов А. В., Петрушин Н. В., Хацинская И. М. Температура растворения упрочняющих интерметаллидных фаз в жаропрочных никелевых сплавах.— Металловедение и термическая обработка металлов, 1977 № 6, с. 67—68.
12. Физико-химические методы фазового анализа/Под ред. Н. Ф. Лашко. М.: Металлургия, 1970, 476 с.
13. Жуков Н. Д., Лашко А. Ф., Беляев Н. Ф. Влияние факторов кристаллизации на выносливость литейных никелевых сплавов. Проблемы прочности, 1974, № 7 с. 99.
14. Окада М. Влияние легирующих элементов на образование трещин при сварке жаропрочного сплава на основе никеля. Автоматическая сварка, 1970, № 6 (207) с. 7—13.
15. Келли А. Высокопрочные материалы. М.: Мир, 1976, 216 с.
16. Петрушин Н. В., Логунов А. В., Должанский Ю. М., Ковалев А. И., Шпунт К. Я. Прогнозирование закономерностей изменения свойств жаропрочных сплавов на никелевой основе в зависимости от легирования их хромом, ко-

- бальтом, ниобием и вольфрамом. В сб.: Сплавы редких и тугоплавких металлов с особыми физическими свойствами. М.: Наука, 1979, с. 63—67
17. Гуляев Б. Б., Григораш Е. Ф., Ефимова М. Н. Исследование интервалов кристаллизации сплавов никеля. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1978, № 11, с. 34—37
18. Агеев Н. В. Диаграммы состояния металлических систем. М.: Наука, 1971, 158 с.
19. Мак-Лин М., Шуберт Ф. Механические свойства жаропрочных сплавов и эвтектик направленной кристаллизации. В сб.: Жаропрочные сплавы для газовых турбин: Пер. с англ. М.: Металлургия, 1980, с. 212—236.
20. Вертоградский В. А., Ковалев А. И., Лощинни Ю. В. Высокотемпературный термический анализ жаропрочных сплавов.— В сб.: Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 195—201.
21. Лашко Н. Ф., Заславская Л. В., Козлова М. Н., Морозова Г. И., Сорокина К. П., Яковлева Е. Ф. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1978, 335 с.
22. Приданцев М. В., Латышев В. Б. Влияние состава γ' -фазы на свойства и структуру жаропрочных дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов. *Изв. АН СССР сер. Металлы*, 1979, № 3, с. 139—146.
23. Бронфин М. Б., Другова И. А. О влиянии легирования на процессы сублимации и диффузии в γ' -фазе никелевых сплавов. В сб.: Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 138—146.
24. Приданцев М. В. Жаропрочные стареющие сплавы. М.: Металлургия, 1973, 183 с.
25. Травина Н. Т. О некоторых закономерностях деформации и упрочнения монокристаллов стареющих сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1977 № 2, с. 16—20.
26. Светлов И. Л., Толорая В. Н. Влияние температуры и легирования на предел текучести монокристаллов Ni_3Al .— *Физика металлов и металловедение*, 1975, т. 40, № 2, с. 409—414.
27. Гольдер Ю. Г., Кулешова Е. А., Подвойская О. Н., Поляк Э. В., Титаренко И. И. Исследование состава карбидов в сплаве ЖС6У методом рентгеноспектрального анализа.— В сб.: Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 146—151
28. Буханова Л. А., Быстрова Н. А., Моисеева Г. Н., Егоров В. Ф. Влияние титана и вольфрама на структуру сплава типа ЖС6У. *Изв. вузов, сер. Цветная металлургия*, 1976, № 3, с. 132—134.
29. Поляк Э. В., Герчикова Н. С., Кораблева Г. Н., Серкова Н. Н. Структура дисперсионно-старееющих жаропрочных сплавов на никель-хромовой основе. В сб.: Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 107—114.
30. Бурова Н. Н., Маслеников С. Б. Структурные особенности никелевых сплавов, легированных титаном. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1979, № 5, с. 19—22.
31. Топилин В. В., Верзина В. К. Микрорентгеноспектральное исследование избыточных фаз в литом сплаве ХН70МВТЮ. В сб.: Качественные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1976, № 1, с. 108—113.
32. Нагин А. С., Гадалов В. Н., Новичков П. В., Тригуб В. Б. Влияние температур закалки на структуру литого жаропрочного сплава на никелевой основе. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1975, № 3, с. 20—23.
33. Зверева Е. А., Труханова З. С. Структура и фазовый состав гранулированных жаропрочных сплавов. *Технология легких сплавов. Научно-технич. бюлл. ВИЛСа*, 1977, № 7 с. 24—28.
34. Фаткуллин О. Х., Офицеров А. А. Термодинамическая оценка взаимодействия карбидов с никелевыми сплавами.— *Технология легких сплавов*, 1979, № 6, с. 55—58.
35. Пигрова Г. Д. Фазовый состав жаропрочного сплава ЭП539. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1979, № 5, с. 22—25.
36. Панкратов В. А., Лашко Н. Ф., Фоменко В. П., Сорокина К. П., Коробкова Н. Н. Фазовый состав, структура и свойства сплавов системы $Ni-20Cr-W$. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1978, № 12, с. 52—53.

- 37 Соколов А. Н., Черкасова Е. Р., Кузнецова И. В., Сорокина Л. П., Василенок Л. Б. Изучение связи тонкой структуры, кристаллографических ориентировок и микроликвации со свойствами в направленно-кристаллизованных никелевых жаропрочных сплавах. — В сб. Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 158—165.
- 38 Голиков И. Н., Масленков С. Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Металлургия, 1977, 223 с.
- 39 Шпунт К. Я. Значение микролегирования в обеспечении требуемого уровня свойств никелевых жаропрочных сплавов. В сб. Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 286—292.
- 40 Степанов В. М., Чубаров В. Г., Кононова Е. Г., Чумаков В. А., Торопов В. М. Прогресс в точном литье — один из решающих факторов в повышении мощности, ресурса и надежности газотурбинных двигателей. В сб.: Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 319—329.
- 41 Кишкин С. Т., Поляк Э. В. Кинетика разрушения жаропрочных сплавов в процессе ползучести. В сб. Исследования по жаропрочным сплавам (Труды ИМЕТ) М.: Изд-во АН СССР 1961 т. 7 с. 295—308.
- 42 Кишкин С. Т., Поляк Э. В., Сорокина Л. П., Усиков М. П. Изменение тонкой структуры никельхромовых жаропрочных сплавов в процессе ползучести. В сб. Сплавы цветных металлов. М.: Наука, 1972, с. 123—128.
- 43 Оно А. Затвердевание металлов. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1980, 149 с.
- 44 Бокштейн С. З. Диффузия и структура металлов. М.: Металлургия, 1973, 206 с.
- 45 Бокштейн С. З., Гинзбург С. С., Торосян Э. А. Эффект зернограничной наследственности и свойства рекристаллизованных никелевых сплавов. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1976, № 8, с. 52—55.
- 46 Бокштейн С. З., Василенок Л. Б., Шалин Р. Е. Влияние бора на тонкую структуру, диффузию и ползучесть никелевого сплава с направленной структурой. Изв. АН СССР, сер. Металлы, 1980, № 4, с. 125—130.
- 47 Бокштейн С. З., Гинзбург С. С., Кишкин С. Т., Мороз Л. М. Электронно-микроскопическая автордиография в металловедении. М.: Металлургия, 1978, 263 с.
- 48 Бокштейн С. З., Гинзбург С. С., Губарева М. А., Гудкова Т. И., Мирский Л. М., Мороз Л. М., Чаплыгина В. С. Автордиографическое исследование жаропрочных сплавов. В сб. Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 115—132.
- 49 Валуев В. П., Захаров М. М., Панюшин Л. А., Цай С. А. Структура и некоторые свойства сплава ЖС6К с иттрием. Металловедение и термическая обработка металлов, 1980, № 4, с. 44—45.
- 50 Полинец В. А., Зимина Л. Н., Цветкова В. К. Влияние Се и Zr на свойства литого сплава ХН65ВБМЮ. Металловедение и термическая обработка металлов, 1978, № 11, с. 37—40.
- 51 Залкинд М., Лемке Ф., Джордж Ф. Кристаллизация эвтектик как способ армирования монокристалльными волокнами. В кн. Монокристалльные волокна и армированные ими материалы: Пер. с англ. М.: Мир, 1973, с. 332—379.
- 52 Бокштейн С. З., Василенок Л. Б., Губарева М. А., Кишкин С. Т., Мороз Л. М., Сорокина Л. П. Дефекты структуры в эвтектическом сплаве Ni₃Al Ni₃Nb. Физика металлов и металловедение, 1977 т. 44, № 2, с. 440—441.
- 53 Бокштейн С. З. Структурная стабильность эвтектических сплавов. Изд. ОНТИ ВИАМ, 1975, 69 с.
- 54 Бокштейн С. З., Светлов И. Л., Ольшанская Э. Я., Назарова М. П., Хуснетдинов Ф. М., Сидоров В. В., Василенок Л. Б. Эвтектические композиционные материалы. В сб. Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 40—52.
- 55 Гайгер Т., Штиклер Р., Уайт Дж. Х. Стойкость жаропрочных сплавов на никельхромовой основе при продолжительных высокотемпературных выдержках. — В кн. Жаропрочные сплавы для газовых турбин: Пер. с англ. М.: Металлургия, 1981, с. 174—191.
- 56 Ковалев А. И., Кристи Е. И., Рощина И. И. Влияние нагрева в вакууме

- на процессы окисления сплавов на никельхромовой основе. В сб.: Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 188—194.
57. Коул Г. С., Кремисно Р. С. Кристаллизация и методы получения литой структуры в жаропрочных сплавах. — В кн.: Ч. Симс, В. Хагель. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1976, с. 445—480.
58. Масленков С. Б., Бурова Н. Н., Хангулов В. В. Влияние гафния на структуру и свойства никелевых сплавов. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1980, № 4, с. 45—46.
59. Симс Ч. Т. О существовании топологически плотноупакованных фаз. — В кн.: Ч. Симс, В. Хагель. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1976, с. 241—265.
60. Панин В. Е., Жоровков М. Ф., Наумов И. И., Чулков Е. В., Псахье С. Г. Физические основы фазовых равновесий в сплавах. В сб.: Диаграммы состояния в материаловедении. Киев: ИПМ АН УССР 1979, с. 144—169.
61. Гайгер Т., Штиклер Р., Уайт Дж. Х. Стойкость жаропрочных сплавов на никельхромовой основе при продолжительных высокотемпературных выдержках. — В кн.: Жаропрочные сплавы для газовых турбин: Пер. с англ. М.: Металлургия, 1981, с. 174—190.
62. Пигрова Г. Д., Ефимова М. Н., Григораш Е. Ф. Фазовый состав литых сложнотермически обработанных сплавов на никелевой основе. Физика металлов и металловедение, 1978, т. 45, № 6, с. 1292—1295.
63. Дэрбер Дж. Л. Р. Долговечность и структурная стабильность сплавов ВС. В сб.: Жаропрочные сплавы для газовых турбин. М.: Металлургия, 1981, с. 237—239.
64. Шпунт К. Я., Сидоров В. В. Высокожаропрочный литейный сплав на никелевой основе марки ЖС6Ф. В сб.: Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.: Наука, 1978, с. 31—35.
65. Шалин Р. Е., Булыгин И. П., Голубовский Е. Р. Жаропрочность сплавов для газотурбинных двигателей. М.: Металлургия, 1981, с. 120.
66. Голубовский Е. Р., Булыгин И. П., Тимофеева Л. Н., Шершеннова Е. Ю. Влияние типа кристаллизации литейного никелевого сплава семейства ЖС на его жаропрочность. — Проблемы прочности, 1982, № 5, с. 59—62.
67. Курц В., Зам П. Р. Направленная кристаллизация эвтектических материалов. М.: Металлургия, 1980, 271 с.
68. Лютцау В. Г., Костюкова Е. П., Толораня В. Н., Костина И. В. Изучение длительной прочности монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов. — Изв. АН СССР, сер. Металлы, 1981, № 6, с. 160—164.
69. Миц Р. С., Беляева Г. Ф., Малков Ю. С. Взаимодействие между металлургическими соединениями Ni_3Al и Ni_3Nb . — АН СССР 1962, т. 143, № 4, с. 871—874.
70. Сомов А. И., Тихоновский М. А. Эвтектические композиции. М.: Металлургия, 1975, 303 с.
71. Кишкин С. Т., Светлов И. Л., Логунов А. В., Голубовский Е. Р., Булыгин И. П., Кац Э. Л., Назарова М. П. Исследование закономерностей разрушения в условиях ползучести направленной эвтектики γ/γ' — MeC. — Физика металлов и металловедение, 1982, т. 53, вып. 6, с. 1180—1187.
72. Александрова Н. П., Курдюмова И. Г., Грозов Д. П. Влияние термической обработки на морфологию упрочняющей фазы и свойства сплава ЭП539Л. Металловедение и термическая обработка металлов, 1978, № 11, с. 40—44.
73. Патент ФРГ № 1936007, кл. 40в-14, 1970.
74. Патент Японии № 51-24452, кл. 10-25, 1976.
75. Патент США № 3519503, кл. 148-115, 1970.
76. Патент США № 862782, кл. 75-134F, 1979.
77. Патент США № 6444430, кл. 75-171, 1977.
78. Патент США № 3847203, кл. 164-60, 1974.
79. Патент США № 3887363, кл. 75-171, 1975.
80. Патент США № 4209348, кл. 148-3, 1980.
81. Патент США № 4222794, кл. 148-3, 1980.
82. Патент США № 842698, кл. 148-323, 1979.
83. Патент США № 3944416, кл. 75-170, 1976.

84. **Glenny R. J. E., Northwood J. E., Burwood-Smith.** Materials for gas turbine. International metallurgical reviews, 1975, v. 20, N 3, p. 1—28.
85. **Wood J. V., Mills P. F., Bingham J. K., Bec J. V.** Structure and initial precipitation in a rapidly solidified nickel superalloy.—Metallurgical transactions, 1979, v. 10, N. 5, p. 575—584.
86. **Yamadzaki Mitho.** Nickel base alloy 713C with alternative part γ and γ' Tetsu to hagane, J. Iron and steel Inst. Jap., 1976, N. 4, p. 199—206.
87. **Harada Hiroshi.** Series superalloys on inconel 713C base on the cut γ — γ' diagram. Tetsu to hagane, J. Iron and steel Inst. Jap., 1979, 65, N 7 p. 1049—1058.
88. **Harada Hiroshi, Yamadzaki Mitho.** Improvement nickel-base alloy TM-47 Tetsu to hagane, J. Iron and steel Inst. Jap., 1978, 64, N 11, p. 497—506.
89. **Harada Hiroshi.** Elaboration of dispersion hardened γ' -superalloys on nickel base with Ti, Ta and W Tetsu to hagane, J. Iron and steel Inst. Jap., 1979, 65, N 7, p. 1059—1068.
90. **Van Der Molen E. H., Oblak J. M., Kriege O. H.** Control of γ' particle size and volume fraction in high temperature superalloy udimet 700. Metallurgical transactions, 1971, v. 2, N 6, p. 1627—1634.
91. **Betteridge W., Heslop J.** The Nimonic alloys and nickel-base high temperature alloys. London, 1974, 476 p.
92. **Kaufman M., Palty A. E.** The Relationship of structure to mechanical properties in Udimet 500. Transactions of the Metallurgical society of AIME, 1960, v. 218, N 1, p. 107—116.
93. **Shamblen C. E., Allen R. E. and Walker F. E.** Effect of processing and microstructure on Rene 95. Metallurgical transactions, 1975, v. 6A, N 11 p. 2073—2082.
94. **Miher R. V.** Effects of C and Hf concentration on phase relations and microstructure of a wrought powder-metallurgy superalloy.—Metallurgical transactions, 1977, v. 8A, N 2, p. 259—263.
95. **Gayter H.** Hochtemperaturlegierungen für Gasturbinen.—Schweiz Maschinenmarkt, 1979, v. 79, N 24, p. 60—62.
96. **Heslop J.** Alliages, refractaires, forges a base de nickel-chrome et contenant du Cobalt. Cobalt, 1964, N 24, p. 128—137
97. **Restall J. E., Toulson E. C.** Constitution and microstructure of certain cast nickel superalloys: Part I. Metals and materials, 1973, v. 7 N 3, p. 134—139.
98. **Restall J. E., Toulson E. C.** Constitution and microstructure of certain cast nickel superalloys: Part II. Metals and materials, 1973, v. 7 N 4, p. 187—194.
99. **Kriege O. H., Baris I. M.** The chemical partitioning of elements in Gamma Prime separated from precipitation-hardened, high temperature nickel-base alloys. Transactions quarterly, 1969, v. 62, N 1, p. 195—200.
100. **Billingham Z.** Optimisation of Ti/Al ratio in a nickel-base superalloy for service in marine turbines. Deposit and corros gas turbines proc. Conf., 1972, London, 1973, p. 229—243.
101. **Evans R. K.** New aerospace materials debut at Faruborough 78, Metals and materials. Dec. 1978/Jan., 1979, p. 32—34.
102. **Rawlings R. D., Station-Bevan A. F.** The alloying behaviour and mechanical properties of polycrystalline Ni_3Al (γ' -phase) with ternary additions. Journal of materials science, 1975, v. 10, N 3, p. 505—514.
103. **Doherty J. F., Kear B. H., Giamei A. F.** On the origin of the ductility enhancement in Hf-doped MAR M200.—Journal of metals, 1971, v. 23, N 11 p. 59—62.
104. **Hoffelher W., Kny E., Stickler R.** Untersuchung der Mikrogefuges Hf-haltiger Ni-Basis-Superlegierungen. Mukrochim. Acta, 1977, Suppl. N 7 p. 429—439.
105. **Collins H. E.** The effect of thermal exposure on the microstructure and mechanical of nickel-base superalloys. Metallurgical transaction, 1974, v. 5, N 1 p. 189—204.
106. **Variation of MC carbide geometry with local solidification time in cast**

- Inconel 713C alloy.—*Journal of materials science*, 1975, v. 10, N 7 p. 1266—1270.
107. **Fernandez R., Lecomte J. C., Kattan T. Z.** Effect of solidification parameters on the growth geometry of MC carbide in IN100 dendritic monocrystals.—*Metallurgical transactions*, 1978, v. 9A, N 10, p. 1381—1386.
108. **Burton C. J., Boesch W. J.** Differential thermal analysis detects superalloy reactions.—*Metal progress*, 1975, v. 108, N 5, p. 121—130.
109. **Danesi W., Donachie M.** Microstructural effects of exposure at 980°C in B1900 high-temperature nickel-base alloy.—*J. of the Inst. of Metals*, 1969, v. 97 p. 107—111
110. **New turbine blade alloy.**—*Modern Casting*, 1976, v. 66, p. 47
111. **Merz G. D., Kattamis T. Z., Gramel A. F.** Microsegregation and homogenization of Ni—7.5 wt % Al—2 wt % Ta dendritic monocrystals.—*Journal of materials science*, 1979, v. 14, N 3, p. 663—670.
112. **Erickson J. V.** Modern processing methods and investment casting of the superalloy family high-temperature materials in gas turbines. Amsterdam, 1974, p. 315—343.
113. **Beaven P. A., Miller M. K., Smith G. D. W.** Microstructure and microanalyses of a cast nickel-base superalloy. „*Develop Electron Microsc. Anal. Proc. Inst. Phys. Electr. Microsc. and Anal. Group. Confer., Glasgow, 1977*” Bristol—London, 1977, p. 199—202.
114. **Rebout D., Stehr J. E.** Direct observation by high resolution autoradiography of interfacial diffusion in Ni, Cr—TaC composite.—*Journal of Materials Science*, 1978, v. 13, N 11, p. 2333—2338.
115. **New thermal fatigue data for 26 superalloys.**—*Materials Engineering*, 1976, v. 83, N 5, p. 54—55.
116. **Koidzumi U., Yamazaki M.** The cast superalloys MAR M200 with Hf and B.—*Tetsu to hagane, J. Iron and steel Inst. Jap.*, 1979, 65, N 7, p. 1041—1048.
117. **Schultz J. W., Hulsires W. R.** Corrosion-Resistant nickel-base alloys for gas turbines.—*Metals engineering quarterly*, 1976, v. 16, N 3, p. 15—23.
118. **Morrow Hugh.** The use of molybdenum in superalloys.—*Molybdenum Mosaic*, 1976, 1, N 4, p. 2—7
119. **Miner R. V.** Effects of silicon on the oxidation, hot-corrosion and mechanical behaviour of two cast nickel-base superalloys.—*Metallurgical transactions*, 1977, v. 8A, N 12, p. 1949—1954.
120. **Mayfield J.** Superalloy R & D activities intensified.—*Aviation week and space technology*, 1979, v. 111, N 9, p. 75—77
121. **Chander H. E., Baxter D. F.** Technology forecast 79.—*Metal progress*, 1979, v. 115, N 1, p. 28—76.
122. **Harada H., Yamazaki M.** Alloy design for γ' -precipitation Hardening nickel-base superalloys containing Ti, Ta and W In *Trans. of the Iron and steel Inst. Jap.*, 1979, v. 19, N 7, p. 448—454.
123. **Tien J. K., Gamble R. P.** The Influence of applied stress and stress sense on grain boundary precipitate morphology in a nickel-base superalloy during creep.—*Metallurgical transactions*, 1971, v. 2, N 6, p. 1663—1668.
124. **Dreshfield R. L.** Estimation of gamma phase composition in nickel-base superalloys.—*Metallurgical Transactions*, 1971, v. 2, N 5, p. 1341—1346.
125. **Mihalisin J. R., Bieber C. G. and Grant R. T.** Sigma—its occurrence, effect and control in nickel-base superalloys.—*Trans. of the Metal, Soc. of AIME*, 1968, v. 242, N 12, p. 2399—2414.
126. **Dreshfield R. L. and Wallace J. F.** The gamma-gamma prime region of the Ni—Al—Cr—Ti—W—Mo system at 850°C.—*Metallurgical transactions*, 1974, v. 5, N 1, p. 71—78.
127. **Glenny R. J. E., Northwood J. E., Burwood-Smith A.** Materials for gas turbines.—*International metallurgia review*, 1975, v. 20, N 3, p. 1—28.
128. **Waters W. J., Freene J. C.** NASA vane alloy boasts high-temperature strength.—*Metal progress*, 1975, v. 107 N 3, p. 57—60.
129. **New nickel alloys.**—*Machinery and production engineering*, 1975, v. 126 N 3239, p. 16.

130. **Corty C. W., Coupland D. R., Selman G. L.** Platinum-enriched superalloys. — Platinum metals review, 1980, v 24, N 1, p. 2—11
131. **Erickson J. V.** High-temperature materials in gas turbines. Amsterdam, 1974, 315 p.
132. **Materials shortage spur research.** — Aviation week and space technology, 1980, v 112, N 18, p. 64—65.
133. **Koizumi Y., Yamazaki, Harada H.** Cobalt-free nickel-base superalloys. — Tetsu to Hagane, J. Iron and steel Inst. Jap., 1979, v. 19, N 7 p. 448—454.
134. **Woodford D. A.** Creep and rupture of an advanced fiber strengthened eutectic composite superalloy. Metallurgical transactions, 1977 v. 8A, p. 639—650.
135. **Brooks R.** Advanced materials coming for jet Engines. — American metal market, 1980, v 88, N. 236, p. 9, 12.
136. **Mayfield J.** Single crystal technology use starting. — Aviation week and space technology, 1979, v 111, N 14, p. 69—73.
137. **Vershyder F. L., Shank M. E.** The development of columnar grain and single crystal high temperature materials through directional solidification. — Materials science and engineering, 1970, v 6, p. 213—247
138. **Hoppin G. S., Phipps C. M.** Development of exothermically cast single crystal MAR M247 and derivative alloys. Proceeding of the Fourth international symposium on Superalloys „Superalloys-80“ ASM park Ogayo, 1980, p. 205—225.
139. **Giamei A. F., Tshinkes J. C.** Liquid Metal colling: a new solidification technique. — Metallurgical transactions, 1976, v. 7A, N 9, p. 1427—1442.
140. **Nakagawa Y., Murakami K., Ohtomo A., Saiga Y.** Directional growth of eutectic composite by fluidized bed quenching. — Trans. of the Iron and steel Inst., Jap., 1980, v. 20, N 9, p. 614—623.
141. **Hofweber J., Fiore N. F., Ebihara W. T.** Effects of solidification substructure on the mechanical properties of a nickel-base superalloy. — Materials science and engineering, 1977 v 27 p. 157—162.
142. **Scarlin R. B.** Fatigue crack propagation in a directionally solidified nickel-base alloy. — Metallurgical transactions, 1976, v. 7A, N 10, p. 1535—1541
143. **Collins H. E.** The Effect of thermal exposure on the mechanical properties of the directionally solidified superalloy TRW NASA VIA. — Metallurgical transactions, 1975, v. 6A, N 3, p. 515—530.
144. **Wetmore W. C.** F-16 engine partnership plans nearing completion. — Aviation week and space technology, 1977, v. 106, N 18, p. 115—119.
145. **Hsu L. and Stetson A. R.** Evaluation of the mechanical properties and environmental resistance of Rene 125 and X-40 superalloys coated with controlled composition reaction-sintered Co—Ni—Cr—Al—Y — Thin Solid Films, 1980, v 73, N 2, p. 419—428.
146. **Woodford D. A.** Thermal fatigue testing of gas turbine materials. In Mechanical behaviour of materials, Oxford New York, Pergamon Press, 1980, v 2, p. 33—42.
147. **Duhl D. N., Thompson E. R.** Directional structures for advanced aircraft turbine blades. — Journal of aircraft, 1976, v 14, N 6, p. 521—526.
148. **Stewardson J.** Technology for the 80-s. — Foundary management and technology, 1979, v. 107, N 9, p. 46—60.
149. **Kear B. N., Thompson E. R.** Aircraft gas turbine materials and processes. — Science, 1980, v 208, N 4446, p. 847—856.
150. **Single crystal blades produce gains in durability.** — Aviation week and space technology, 1982, N 28, p. 158—159.
151. **Stohr J. F., Khan T** Problèmes metallurgiques poses par la mise on point et le development de composites de solidification destines a la realisation d'aubles de turbines. La Recherche Aerospaciale, 1980, N 6, p. 399—425.
152. **Hildebrandt U. W., Nicoll A. R.** On the thermal cyclic loading behaviour of a directional eutectic superalloy based on the Co—Cr—C system. Z. Werkstofftechn., 1981, 12, N 11 p. 383—386.
153. **Bhirval P. R., Prewo K. M., McEvily A. J.** The role of twinning in the cyclic stress-strain behaviour of directionally solidified. — Metallurgical transactions, 1978, v 8A, N 6, p. 747—751

154. **Garmong G.** The effect of high pressure hydrogen gas on the mechanical properties of three Ni based eutectic composites.—Metallurgical transactions, 1977, v. 8A, N 4, p. 535—540.
155. **Hancer H. A.** Materials and processory technology for advanced gas turbines.—SAMPE quarterly, 1975, v. 6, N 3, p. 1—8.
156. Largest composite part ever built for aircraft.—Materials engineering, 1977, v. 86, N 7, p. 35.
157. **Rabinovitch M., Stohr J. F., Khan T.** Un nouveau materiau pour aubes des turbines; le COTAC 744.—Mater et techn., 1981, 69, N 10—11, p. 338, 387—394.
158. **Jackson M. R., Walter J. L.** Superalloy eutectic composites with the Y1A refractory elements.—Cr, Mo and W In superalloys: Metallurgy and Manufacture, Proceedings of the Third international symposium, Louisiana, 1976, p. 341—350.
159. **Sprenger H.** Unidirectional solidification of Ni—Mo—Al eutectic alloys.—Journal of materials science, 1976, v. 11, N 11, p. 2075—2081.
160. **Bibring H., Khan T., Rabinovitch M. and Stohr J. F.** Development and evaluation of new industrial DS monocarbide reinforced composites for turbine blades. In Superalloys: Metallurgy and Manufacture, Proceedings of the Third international symposium, Louisiana, 1976, p. 331—340.
161. **Jackson J. J., Donachie M. J., Henricks R. J.** The effects of volume percent of fine γ' on creep in DS MAR M200 + Hf.—Metallurgical transactions, 1977, v. 8A, N 1, p. 1615—1620.
162. **French R. D.** Strengthening mechanism in nickel-base superalloys.—Scientific and technical aerospace reports, 1977, v. 15, N 9, p. 7
163. New IAI process for superalloys.—Interavia air letter 1979, N 9369, p. 5.
164. **Tillack D. J.** Advances in nickel alloys for aerospace applications.—SAMPE quarterly, 1977, v. 19, N 1, p. 1—5.
165. **Faulkner R. G., Calolan R. A., Voice W. E.** Effect of heat treatment on grain boundary structure of superalloys.—Journal of metals, 1980, v. 32, N 8, p. 63.
-

ОГЛАВЛЕНИЕ

| | |
|---|-----|
| Предисловие | 3 |
| Глава 1 Роль литейных жаропрочных сплавов в современных ГТД | 4 |
| Глава 2. Структура и фазовый состав жаропрочных сплавов. | |
| 1 Влияние легирования на величину и характер дисперсионного γ/γ' упрочнения | 9 |
| 2. Составы γ - и γ' -фаз и их свойства | 19 |
| 3. Карбидное упрочнение и карбидные реакции в сплавах | 25 |
| 4. Исследования других фаз в литейных никелевых сплавах | 35 |
| 5. Структурные особенности сплавов в связи с ликвацией | 37 |
| Глава 3. Легирование и состояние поверхности раздела | 39 |
| 1 Границы зерен | 40 |
| 2. Межфазные границы | 44 |
| Глава 4. Легирование и жаростойкость | 47 |
| Глава 5. Легирование и механические свойства сплавов | 51 |
| 1 Влияние легирования на уровень основных эксплуатационных свойств | |
| 2. Методы поиска оптимальных составов | 56 |
| 3. Составы и свойства литейных никелевых сплавов с равноосной структурой | 64 |
| Глава 6. Литейные жаропрочные никелевые сплавы с направленной структурой | 75 |
| 1 Связь условий направленной кристаллизации со свойствами | 76 |
| 2. Особенности структуры и свойства направленно закристаллизованных сплавов | 81 |
| 3. Составы и свойства сплавов с направленной структурой | 85 |
| Глава 7 Эвтектические сплавы с направленной структурой | 90 |
| 1. Исследования и разработка эвтектических жаропрочных сплавов | 91 |
| 2. Составы и свойства эвтектических сплавов | 97 |
| Глава 8. Термическая обработка литейных жаропрочных сплавов | 100 |
| Заключение | 103 |
| Список литературы | 104 |

ПРОИЗВОДСТВЕННОЕ ИЗДАНИЕ

*Сергей Тимофеевич Кишкин, Генрих Борисович Строганов,
Александр Вячеславович Логунов*

Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе

Редактор *М. В. Крылов*

Технический редактор *Н. Н. Скотникова*

Н/К

Корректор *Л. Д. Морозова*

Сдано в набор 20.12.85. Подписано в печать 06.02.87 Т-04455 Формат 60×90 1/16
Бумага офсетная № 1 Гарнитура литературная Фотонабор Печать офсетная
Усл. печ. л. 7,00. Усл. кр.-отт. 7,25 Уч.-изд. л. 8,20.
Тираж 500 экз. Заказ 5749

Ордена Трудового Красного Знамени издательство «Машиностроение»,
107076, Москва, Стромшинский пер., 4

Типография ЦАГИ. Зак. 5381