

**Министерство образования и науки
Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего профессионального образования
Уфимский государственный авиационный технический университет**

Н. Г. ЗАРИПОВ

МАТЕРИАЛЫ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

Уфа 2015

Министерство образования и науки
Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего профессионального образования
Уфимский государственный авиационный технический университет
Кафедра материаловедения и физики металлов

Н. Г. ЗАРИПОВ

МАТЕРИАЛЫ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

Уфа 2015

УДК 621.762

ББК

Рецензенты:

– *д.т.н., профессор Р. Я. Лутфуллин (ИПСМ РАН);*

– *д.ф.-м.н., профессор Р.Ф. Альмухаметов (БашГУ)*

Зарипов Н. Г.

Материалы авиационной техники: учебное пособие / Н. Г. Зарипов; Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т. – Уфа: УГАТУ, 2015. – 208 с.

ISBN

В учебном пособии рассмотрены методы получения, структура, свойства и применение различных классов перспективных материалов для авиационной техники: металлических, интерметаллидных, композиционных и неметаллических материалов. Особое внимание уделено новым классам материалов.

Предназначено для студентов всех форм обучения, обучающихся по техническим направлениям.

Табл. 25. Ил. 67. Библиогр.: 22 назв.

© Н. Г. Зарипов, 2015

© Уфимский государственный авиационный
технический университет, 2015

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	4
1. Магний и его сплавы.....	7
2. Бериллий и его сплавы	24
3. Алюминий и его сплавы	35
4. Титан и его сплавы.....	57
5. Медь и ее сплавы.....	72
6. Никель и его сплавы	84
7. Тугоплавкие металлы и сплавы	98
8. Сплавы на основе интерметаллидов	110
9. Неметаллические материалы	137
10. Композиционные материалы	166
11. Техническая керамика	185
Контрольные вопросы	201
Список литературы	206

ВВЕДЕНИЕ

Развитие авиационной техники, ее эксплуатация, обслуживание и ремонт связаны с применением новых и традиционных разнообразных материалов, изделий, рабочих жидкостей, сжатых газов и других веществ. Современная реактивная техника, характеризующаяся огромными скоростями, большими полетными весами и дальностями полетов и работающая в условиях высоких и низких температур, разреженной атмосферы и глубокого вакуума, потребовала создания новейших легких и прочных, жаропрочных и жаростойких металлических сплавов и различных новых неметаллических материалов, которые обладают комплексом высоких свойств, в полной мере отвечающим современным условиям эксплуатации.

При выборе материалов для деталей и узлов авиационных конструкций в первую очередь учитывают удельный вес материала, а также удельную прочность, характеризуемую отношением прочности к удельному весу. Современные конструкционные материалы, применяемые в авиастроении, имеют удельную прочность в пределах от 16 до 25 км, а в некоторых случаях и до 35 км. Новые классы материалов (например, однонаправленные органические пластики) могут обладать рекордной удельной прочностью, достигающей 150-180 км.

Основным направлением в создании новых авиационных материалов является получение композиций, способных надежно работать в условиях высоких температур (1200...1800 °С и более). Вследствие этого критерием оценки и выбора материалов часто служит изменение удельной прочности при повышении температуры.

В авиации широкое применение находят как металлические материалы, такие как легкие цветные сплавы на основе магния, алюминия, бериллия и титана, стали, сплавы на основе никеля и тугоплавких металлов, так и интерметаллидные, полимерные, композиционные и керамические материалы.

Например, в газотурбинном двигателе существуют отдельные агрегаты и узлы, работающие в широком температурном интервале, от криогенных до высоких температур, что требует использования принципиально различных материалов для получения надежных и работоспособных изделий (рис. 1).

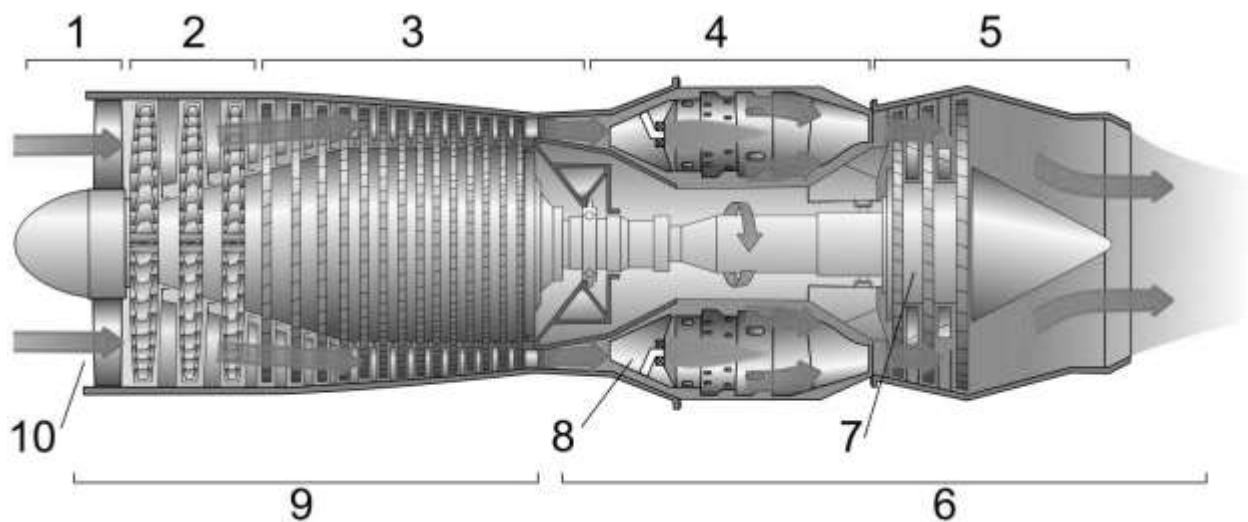


Рис. 1. Схема турбореактивного двигателя:

1 – забор воздуха, 2 – компрессор низкого давления, 3 – компрессор высокого давления, 4 – камера сгорания, 5 – расширение рабочего тела в турбине и сопле, 6 – горячая зона, 7 – турбина, 8 – зона сгорания топлива, 9 – холодная зона, 10 – входное устройство

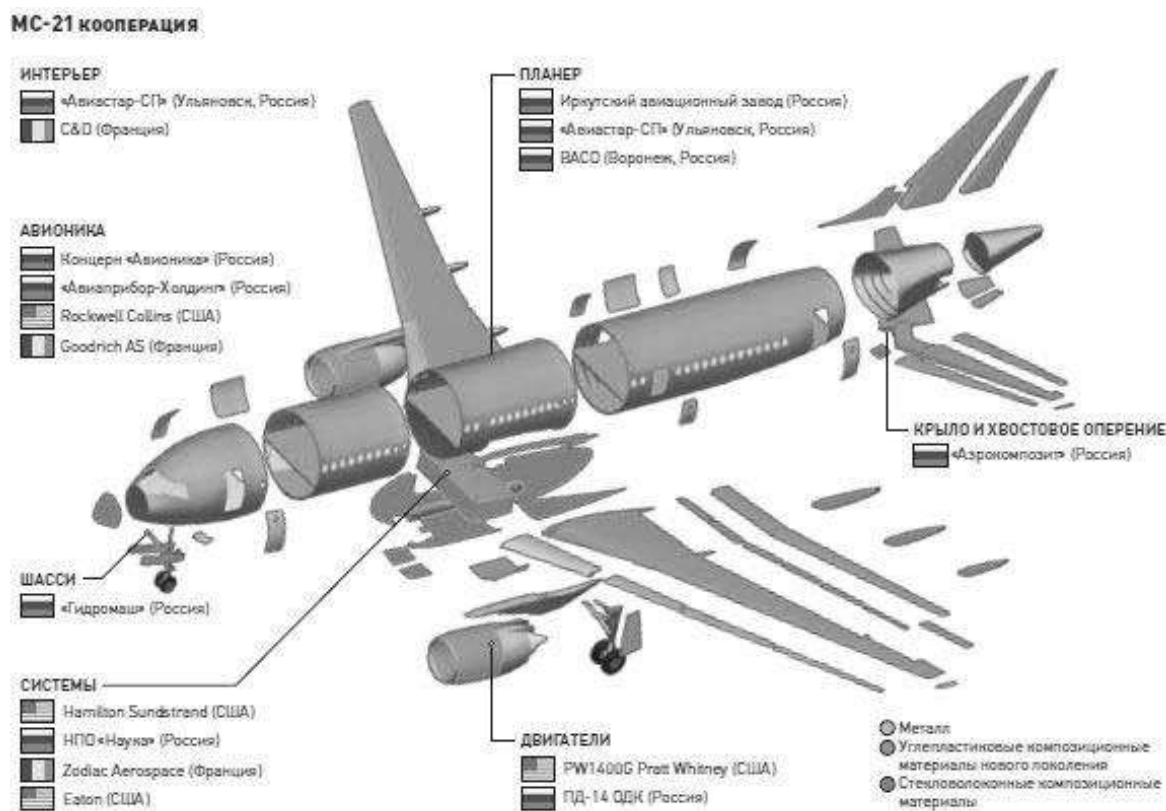


Рис. 2. Схема планера перспективного лайнера МС-21 и кооперация различных организаций в его производстве.

Многие детали самолетов изготавливаются как из металлов и сплавов, так и композиционных материалов различной природы, из

пластических материалов (рис. 2), которые должны обладать специальными свойствами: прозрачностью, электроизоляционными качествами, малой теплопроводностью, высокими фрикционными свойствами, эластичностью и непроницаемостью для жидкостей и газов, высокой химической стойкостью, а также хорошими механическими свойствами. Следовательно, при использовании таких материалов надо учитывать условия эксплуатации, т. е. характер нагружения изделия, температуру, состав и свойство внешней среды, высотность и грузоподъемность самолетов.

Поэтому в настоящем учебнике приведены не только цифровые данные, характеризующие различные материалы, изделия, их физико-механические свойства, но и указаны рекомендации по технологии изготовления, применения и рациональному использованию при эксплуатации, обслуживании и ремонте авиационной техники.

1. МАГНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Общие сведения. Магний – один из самых легких металлических конструкционных металлов плотностью $1,74 \text{ г/см}^3$ и температурой плавления 651°C . Он является элементом II группы Периодической системы Д.И. Менделеева, имеет атомную массу 24,32. По своим физико-химическим свойствам относится к щелочно-земельным металлам. Магний весьма активный металл, легко воспламеняется и горит ярко-белым пламенем.

Магний относится к числу наиболее распространенных элементов в природе. Он входит в состав горных пород в виде различных соединений – магнезита, доломита, карналита и в состав морской воды в виде бишофита. Промышленное производство магния основано на электролизе расплавов чистых обезвоженных солей.

Магний имеет гексагональную кристаллическую решетку с параметрами $a = 0,32 \text{ нм}$, $c = 0,51 \text{ нм}$ (соотношение осей $c/a = 1,624$ является наиболее близкой к идеальному соотношению 1,633). Он обладает невысокими упругими характеристиками: $E = 45 \text{ ГПа}$ и $G = 17 \text{ ГПа}$. Однако удельная жесткость магния почти такая же, как у Al. Прочностные свойства магния при комнатной температуре достаточно низкие ($\sigma_{\text{в}} = 180 \text{ МПа}$), хотя и выше, чем у Al ($\sigma_{\text{в}} = 70 \text{ МПа}$). Вследствие гексагональной кристаллической решетки магний и его сплавы показывают значительную анизотропию свойств.

Легирование и термическая обработка позволяют значительно улучшить механические свойства. Однако, в магнии сильно замедлены процессы диффузии, что требует длительных нагревов при термической обработке.

Сплавы магния обладают высокой удельной прочностью, хорошо поглощают механические вибрации, могут работать при низких температурах и свариваются различными видами сварки. Прочность сварных швов деформируемых магниевых сплавов составляет $\sim 0,9$ от прочности основного металла, а сварные швы литейных сплавов из-за формирования мелкозернистой структуры иногда даже превосходят прочность основного металла.

К недостаткам магния и его сплавов относятся их низкая пластичность и невысокий уровень модуля упругости. Коррозионная стойкость магния во влажных средах, кислотах, растворах солей

крайне низка, поэтому чистый магний практически не используют в качестве конструкционного материала из-за его недостаточной коррозионной стойкости. Магниевого сплавы склонны и к наиболее опасному типу коррозии – коррозии под напряжением.

Эксплуатационные свойства магния улучшают легированием. Основными легирующими элементами являются Mn, Al, Zn, Zr, Li, Nd, Ce, Y и некоторые другие элементы. Легирование способствует повышению коррозионной стойкости (Zr, Mn), прочности (Al, Zn, Mn, Zr), жаропрочности (Th, Nd, Y) магниевых сплавов, снижению окисляемости их при плавке, литье и термической обработке. Хорошая обрабатываемость магниевых сплавов всеми видами механической обработки (резанием, штамповкой, прокаткой и др.) создает достаточно высокий по сравнению с другими легкими сплавами, коэффициент использования материала.

В 20-х гг. XX в. были разработаны первые промышленные магниевые сплавы на основе систем Mg – Al – Zn и Mg – Mn, содержащих до 10 % Al, до 3 % Zn и до 2,5 % Mn. Эти группы сплавов называли *электронами*.



Рис. 1.1. Первый в мире четырехместный самолёт из магниевых сплавов ЭМАИ-1 «Серго Орджоникидзе» (1934 г.)

В годы первой пятилетки советская промышленность начала осваивать производство магниевых сплавов электрон. Был даже разработан проект и построен экспериментальный самолёт, в котором

основным конструкционным материалом был этот сплав (рис. 1.1). Таким образом была доказана пригодность электрона как конструкционного материала в авиастроении. Он стал прототипом других магниевых сплавов, которые широко использовались и используются сейчас в различных областях техники, в том числе и в авиации.

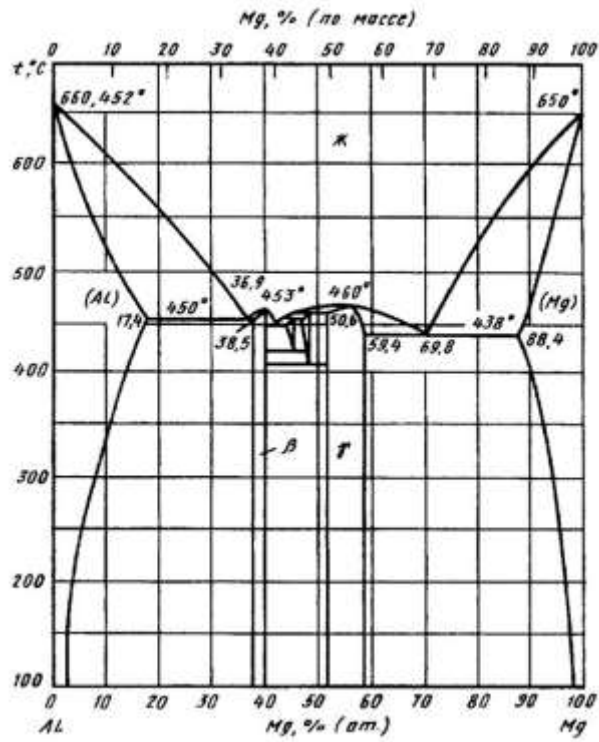
Взаимодействие магния с легирующими элементами.

Главными легирующими элементами магния, повышающими его прочность и коррозионную стойкость и приводящие к измельчению зерна, являются Al, Zn и Zr. Они образуют с магнием ограниченные твердые растворы (рис. 1.2), а растворимость их в магнии увеличивается с повышением температуры, что позволяет применять для повышения прочности магниевых сплавов упрочняющую термическую обработку: закалку с последующим старением. Добавки Al и Zn в количестве 10...11 и 4...5 вес.%, соответственно, кроме твердых растворов, приводит к образованию двойных и тройных интерметаллических соединений Mg_4Al_3 , $MgZn_2$ и Mg_4Zn_3Al .

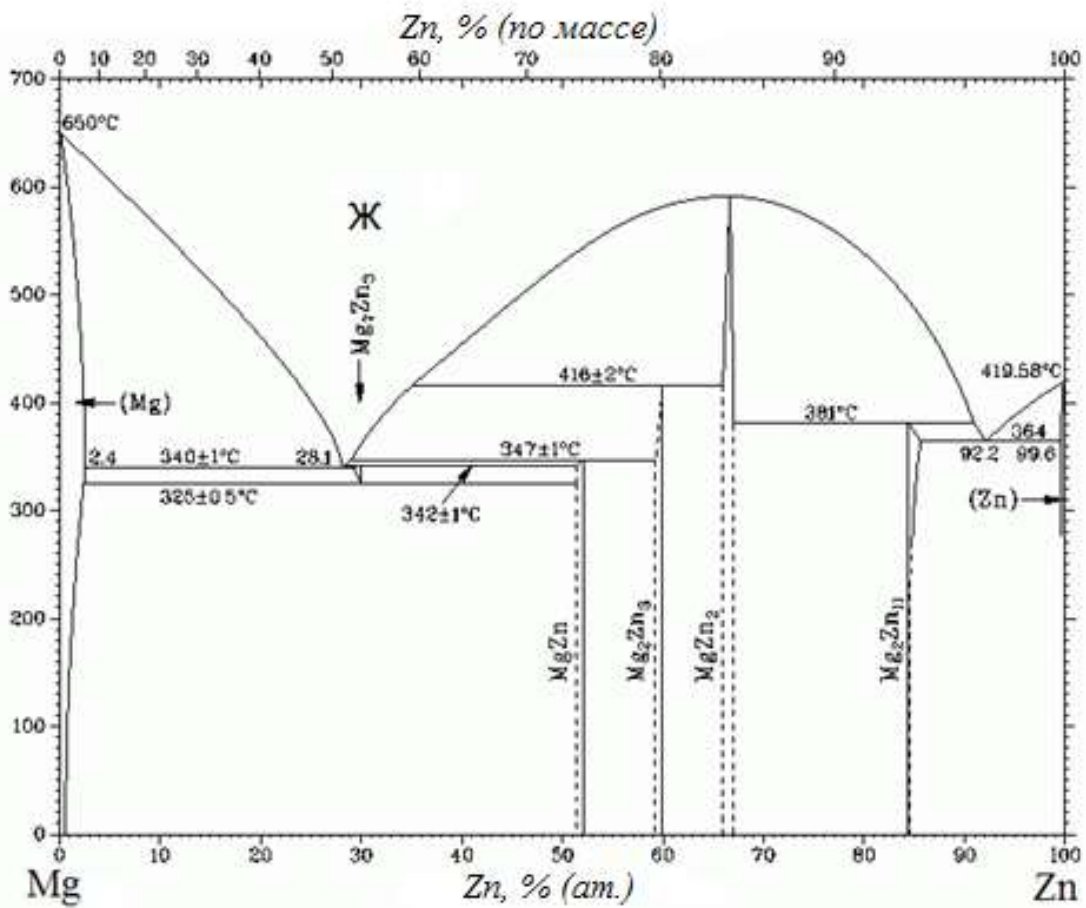
Некоторые переходные металлы (Ti, Mn, Zr) частично растворяются не только в жидком, но и твердом магнии, но в небольших количествах. Эти элементы образуют с магнием диаграммы состояния перитектического типа (рис. 1.3).

Литий хорошо растворяется в магнии; его растворимость достигает 5,7 вес.% (17,5 ат. %) (рис. 1.4). В настоящее время создана группа магниевых сплавов, легированных Li (до 12 вес.%) и содержащие значительное количество других легирующих элементов. Сплавы этой системы могут иметь α -структуру (до 5,7 вес.% Li), ($\alpha + \beta$)-структуру (5,7...10,4 вес.% Li) и β -структуру (>10,4 вес.% Li), где α является твердым раствором Li в магнии, а β – твердым раствором магния в Li. Эти сплавы характеризуются повышенными значениями модуля упругости и пластичности.

Бериллий, элемент той же группы, что и магний, не растворяется в нем даже в жидком состоянии. Некоторые легирующие элементы вводятся в магниевые сплавы в малых количествах, но их добавки являются необходимыми. Например, Ca, Ce, La сами являясь сильными раскислителями, уменьшают склонность магниевых сплавов к воспламенению при разливке. Элементы Ce, Th, Nd повышают жаропрочность магниевых сплавов.



a)



б)

Рис. 1.2. Диаграмма состояния Mg – Al (а) и Mg – Zn (б)

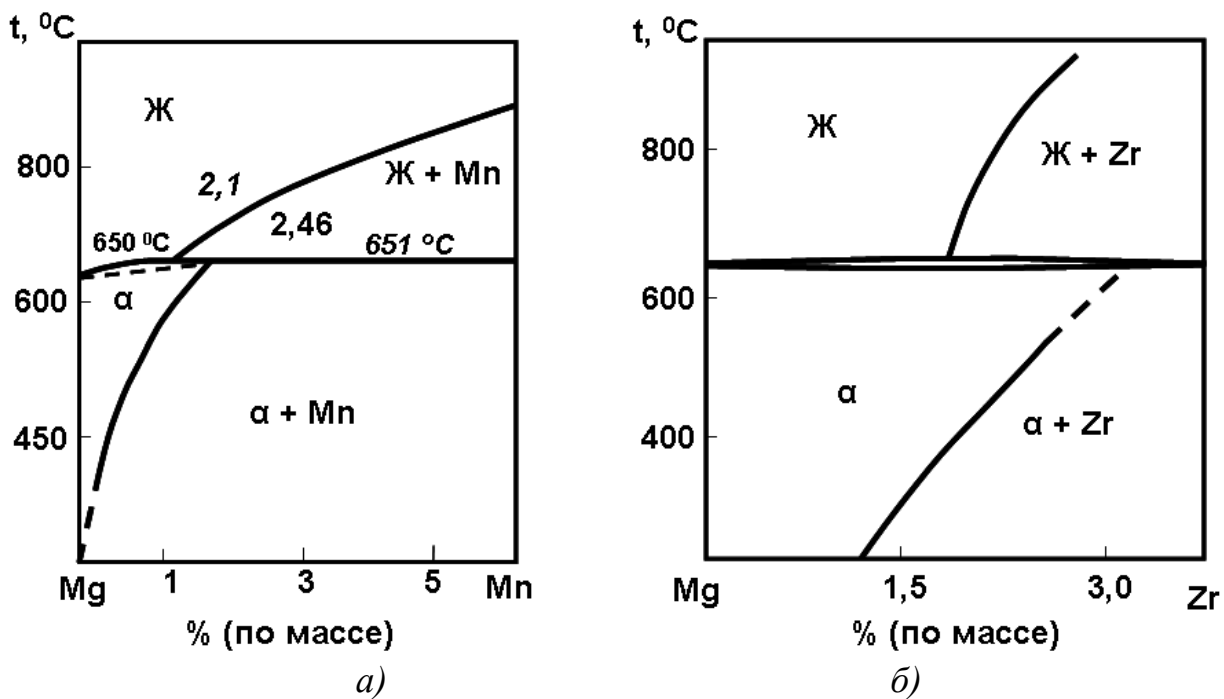


Рис. 1.3. Диаграмма состояния Mg – Mn (а) и Mg – Zr (б)

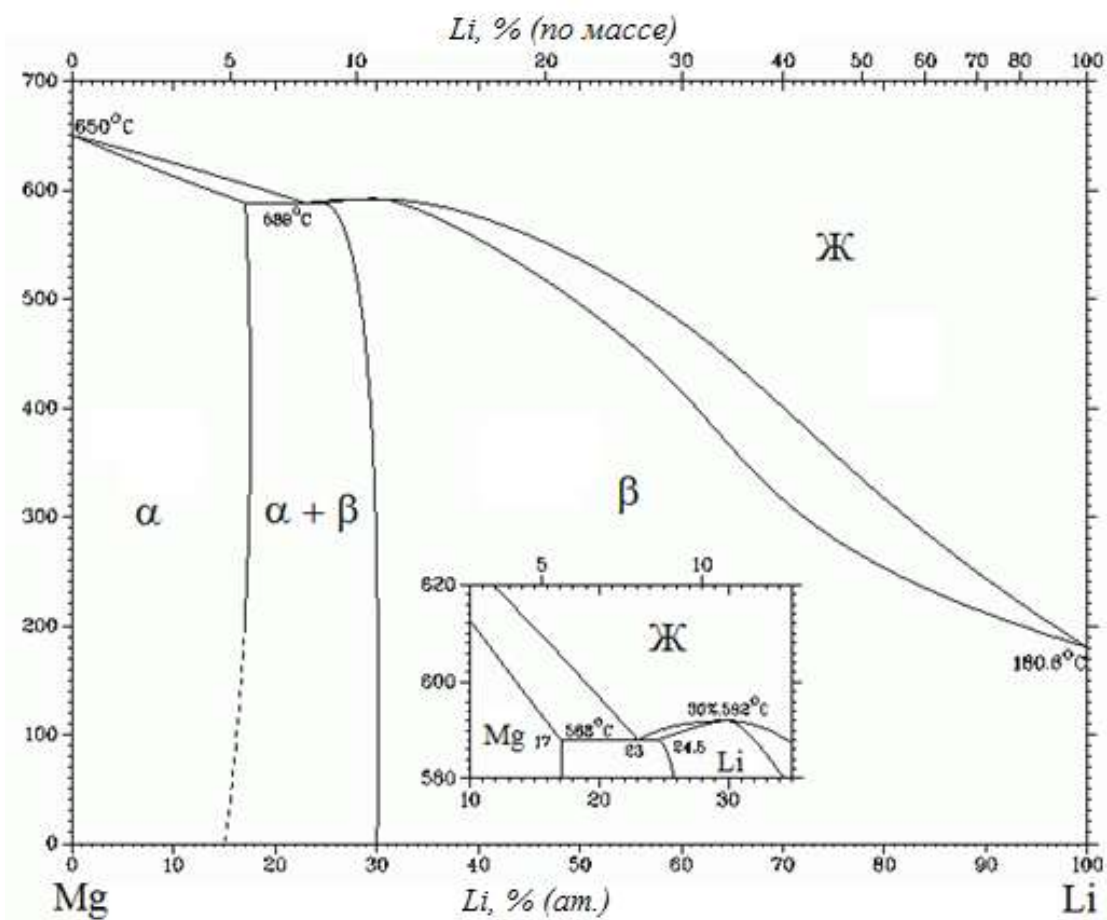


Рис. 1.4. Диаграмма состояния системы Mg – Li

Классификация магниевых сплавов. По технологии производства полуфабрикатов и изделий магниевые сплавы разделяют на две основные группы: *деформируемые* – для производства полуфабрикатов различными методами обработки давлением и *литейные* – для получения деталей методами фасонного литья. Деформируемые и литейные магниевые сплавы маркируют соответственно буквами МА и МЛ. Иногда встречаются и отраслевые обозначения магниевых сплавов (например, буквенные обозначения ВМД, ИМВ, ВМЛ).

По плотности магниевые сплавы разделяют на *легкие* и *сверхлегкие*. К сверхлегким относятся сплавы, легированные Li (МА21, МА18), к легким – все остальные.

При классификации по возможным температурам эксплуатации магниевые сплавы подразделяют на следующие группы: сплавы для работы при *обычных температурах* (сплавы общего назначения); *жаропрочные и высокожаропрочные* (для длительной эксплуатации при температурах до 200 °С или до 250...300 °С, соответственно); сплавы *для криогенных температур*.

Также различают *термически упрочняемые* и *термически неупрочняемые* магниевые сплавы.

Деформируемые магниевые сплавы. Деформируемые магниевые сплавы разрабатывались на основе нескольких двойных и тройных систем.

Двойные сплавы на основе системы Mg – Mn (МА1, МА8, МА8 пч) обладают повышенной коррозионной стойкостью и хорошей свариваемостью. Они не упрочняются термической обработкой. Основная цель легирования сплавов Mn – повышение их коррозионной стойкости и улучшение свариваемости. Для обеспечения достаточно высокой коррозионной стойкости добавка Mn должна быть не менее 1,3 вес.%.

В большей мере в технике используется сплав МА8, легированный, помимо Mn, небольшими добавками Се. Введение Се приводит к повышению временного сопротивления разрыву, пределов текучести, ползучести и длительной прочности, относительного удлинения и обрабатываемости в холодном состоянии. Сплав рекомендуется для длительной работы при температурах до 200 °С, в то время как сплав МА1 применяется для работы при температурах до 150 °С. Сплав поставляется в виде

листов (в отожженном или полунагартованном состоянии) для обшивки некоторых элементов конструкций самолетов, прутков, плит, штамповок для деталей сложной конфигурации, профилей и труб для деталей арматуры бензо- и маслосистем.

Сплав марки МА8пч отличается от сплава МА8 меньшим содержанием вредных примесей (Fe, Ni, Cu и др.), что повышает пластичность, коррозионную стойкость и улучшает свариваемость.

Сплавы системы Mg – Al – Zn – Mn. Сплавы данной группы (МА2, МА2-1, МА2-1пч, МА5) широко применяются в промышленности и отличаются друг от друга степенью легированности и прочностью. Из всех сплавов данной системы только сплав МА5 упрочняется термической обработкой (закалка с температуры 410...425 °С охлаждением на воздухе и последующее старение при температуре 175...200 °С в течение 10...24 ч). Основным эффектом упрочнения при искусственном старении данного сплава является увеличение предела текучести при сжатии. Если этого не требуется, ограничиваются только закалкой.

Сплав марки МА2 обладает высокой пластичностью в горячем состоянии, хорошей свариваемостью и обрабатываемостью резанием. Из него изготавливают прессованные полуфабрикаты, поковки и штамповки сложной формы (крыльчатки, капоты самолета и др.).

Потребность в разработке более прочного сплава привела к созданию сплава марки МА2-1 с более высокой степенью легированности, чем у сплава МА2. Необходимость повышения коррозионной стойкости и пластичности привела к созданию сплава повышенной чистоты марки МА2-1пч, который отличается от сплава МА2-1 меньшей долей примесей.

Эти сплавы термически не упрочняются и поставляются в отожженном, полунагартованном или горячекатаном состоянии. Недостаток сплава МА2-1 – склонность к коррозии под напряжением. Резкое снижение в сплаве МА2-1пч содержания наиболее вредных примесей (Fe, Ni, Cu) приводит к повышению пластичности и коррозионной стойкости.

Из сплавов МА2-1 и МА2-1пч изготавливают все виды полуфабрикатов. Применяются сплавы в виде сварных конструкций для обшивки, перегородок, шпангоутов. Они широко применяются как в пассажирских самолетах Ил-96-300, Ту-204, так и в транспортных самолетах типа Ил-76, Ту-22 (штамповки, качалки,

рычаги, приборные отсеки).

Детали из сплавов системы Mg – Al – Zn – Mn могут длительно (более 100 ч) работать при температуре до 150 °С и кратковременно – до 200 °С. Все сплавы данной системы в одинаковой степени удовлетворительно сопротивляются коррозии. Однако с повышением содержания Al (от сплава МА2 к сплаву МА5) увеличивается склонность сплавов к коррозионному растрескиванию под напряжением. Для сведения этой опасности к минимуму для деталей из сплава МА5 толщина стенки не должна быть менее 7 мм.

Сплавы системы Mg – Zn – Zr (МА14, МА15, МА19 МА20) отличаются высокими механическими свойствами благодаря повышенному содержанию Zn в сочетании с модифицирующим действием Zr. Zr химически активен по отношению к вредным примесям: Fe и газам. В расплаве металла он образует нерастворимые интерметаллиды Zr_2Fe_3 и $ZrFe_4$, оседающие на дно тигля. Кроме того, Zr связывает водород и препятствует развитию пористости, а также повышает прочность и коррозионную стойкость магниевых сплавов.

Сплавы данной группы, за исключением сплава марки МА14, дополнительно легированы Cd (кроме сплава МА20) и редкоземельными элементами (МА15 – La, МА19 – Nd, МА20 – Ce). Cd повышает технологическую пластичность сплавов. Это позволяет осуществлять более высокие степени деформации, что приводит к повышению прочностных свойств. Редкоземельные элементы улучшают механические свойства сплавов, особенно при повышенных температурах.

Сплавы МА14, МА15, МА19 – высокопрочные. Сплав МА14 поставляется в виде прессованных полуфабрикатов, поковок и штамповок. Он имеет хорошую пластичность при прессовании и штамповке, хорошо сопротивляется коррозии под напряжением, имеет удовлетворительную общую коррозионную стойкость. Сплав упрочняется в процессе искусственного старения при 160... 180 °С в течение 10...24 ч. вес. Этот сплав нашел применение в конструкциях изделий не только гражданской, но и военной авиации (Су-27, Су-30, МиГ-29 и др.) в качестве деталей силовой системы управления (кронштейны, качали, рычаги и т.д.) и деталей внутреннего набора (плиты, профили, штамповки и пр.).

Высокопрочный сплав МА15, содержащий La, имеет высокие прочностные свойства при комнатной и повышенной температуре,

высокую пластичность в горячем состоянии и удовлетворительную свариваемость. Он предназначен для деталей сварных конструкций, требующих повышенного предела текучести при сжатии, работающих длительно до 150 °С и кратковременно до 200 °С.

Наиболее высокопрочный сплав МА19 легирован Zn, Zr, Nd и Cd. Из него изготавливают прессованные полуфабрикаты, поковки и штамповки. Сплав предназначен для изготовления тяжело нагруженных деталей, работающих при длительной нагрузке до температуры 150 °С и кратковременной – до 200 °С.

Сплавы МА20 ($\sigma_B > 225$ МПа), МА20-СП ($\sigma_B > 265$ МПа) ввиду малой степени легирования отличаются от остальных деформируемых магниевых сплавов повышенной пластичностью и весьма технологичны, характеризуются малой анизотропией свойств (не более 5-10%). Сплавы не склонны к коррозионному растрескиванию, обладают удовлетворительной коррозионной стойкостью. Применяется для сварных деталей сложной геометрической формы, длительно работающих до температуры 150 °С и кратковременно – до 200 °С. Сплав МА20-СП предназначен также для изготовления деталей сложной конфигурации методом сверхпластической деформации, в частности, формовки (детали окантовки кабины, декоративные детали, детали приборного отсека и т.д.), (рис. 1.5). Сплавы характеризуются мелкозернистой структурой с хаотически равномерно распределенными по объему зерен высокодисперсными упрочняющими фазами Mg_2Zn_3 , Zr_3Zn_2 .

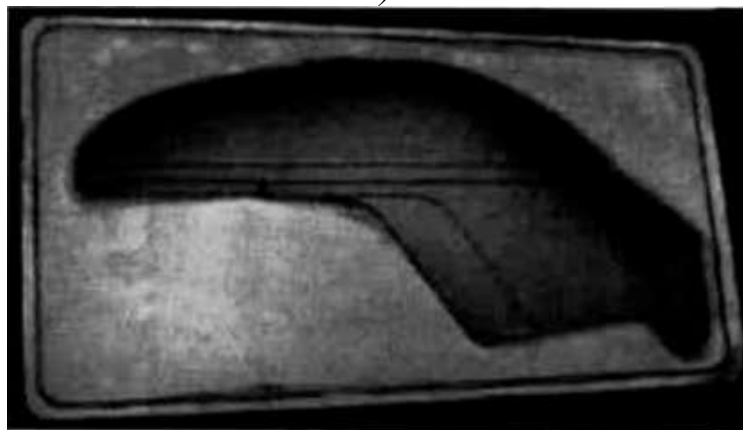
Жаропрочные магниевые сплавы системы Mg – Nd – Mn (МА11) и Mg – Nd – Zr (МА12) способны длительно работать при температурах 200...250 °С. В этих сплавах Nd обеспечивает высокую жаропрочность, за счет стабильности твердого раствора и присутствия упрочняющей фазы Mg_9Nd , не склонной к коагуляции в интервале 150...300 °С.

Сплав МА11 дополнительно легирован Ni. Mn и Ni в сплавах магния с редкоземельными металлами (РЗМ) значительно повышают сопротивление ползучести, длительную прочность и в меньшей степени временное сопротивление разрыву. Zr измельчает зерна сплава МА12, улучшая его технологическую пластичность и несколько повышая временное сопротивление разрыву.

Жаропрочные сплавы хорошо деформируются, не склонны к коррозии под напряжением, удовлетворительно свариваются.



а)



б)

Рис. 1.5. Сплав типа МА20: детали пассажирских кресел, получаемые сверхпластической формовкой: а – панель спинки кресла; б – декоративная накладка панели подлокотника пассажирского кресла по данным ОАО «Туполев»¹

Благодаря наличию Mn и Ni сплав МА11 имеет несколько более высокие пределы длительной прочности и ползучести, чем сплав МА12. Однако из-за низкой коррозионной стойкости и худшей свариваемости он вытесняется сплавом МА12.

Жаропрочные сплавы упрочняются термической обработкой – закалкой с последующим старением. Температура нагрева под закалку сплава МА11 – 490...500 °С, охлаждение в воде или на воздухе; старение – при 175 °С в течение 24 ч. Температура нагрева под закалку сплава МА12 – 530...540 °С, охлаждение в воде. Старение при 200 °С в течение 16 ч. Механические свойства жаропрочных сплавов могут быть значительно повышены

¹ Е. Ф. Волкова, В. В. Антипов. Магниево-алюминиевые деформируемые сплавы. Все материалы. Энциклопедический справочник с Приложением «Комментарии к стандартам, ТУ, сертификатам». 2012, №5, с.20-26.

термомеханической обработкой.

Сплав МА11 применяется для деталей, изготавливаемых из прессованных полуфабрикатов, поковок и штамповок, длительно работающих при температуре до 250 °С. Сплав МА12 рекомендуется для сварных конструкций и деталей, изготавливаемых из листов, прессованных полуфабрикатов, поковок и штамповок, длительно работающих при температуре до 200 °С.

Дальнейшее повышение жаропрочности магниевых сплавов достигается легированием их Y, Sc и особенно Th.

Сверхлегкие сплавы на основе системы Mg – Li. Легирование сплавов Li (самым легким металлом, плотность которого составляет 0,534 г/см³) позволяет получить легкий конструкционный материал, плотность которого меньше плотности чистого магния.

Магниево-литиевые сплавы (МА18, МА21) обладают повышенной пластичностью и деформируемостью, удовлетворительной коррозионной стойкостью и хорошей свариваемостью. Модуль упругости и предел текучести при сжатии у них выше, чем у обычных сплавов на основе магния. Сплавы данной группы имеют достаточно высокие механические свойства (в том числе пластичность и вязкость) при криогенных температурах. С возрастанием содержания Li увеличивается пластичность сплавов при уменьшении их прочностных характеристик.

Сплав МА18 имеет наименьшую плотность среди стандартных магниевых сплавов (он более чем 1,2 раза легче сплава МА2-1). Сплав обладает высокой пластичностью и отличной технологичностью при обработке давлением: листовая штамповка, гибка, вытяжка могут осуществляться в холодном состоянии. Его рекомендуется применять для малонагруженных конструкций, работающих при комнатной и криогенных температурах.

Сплав МА21 отличается от сплава МА18 более высокими прочностными характеристиками (в том числе при повышенных температурах) и коррозионной стойкостью и предназначен для средненагруженных конструкций, работающих при температуре до 100 °С.

Магниево-литиевые сплавы рекомендуется применять в изделиях, где нужна высокая удельная жесткость и повышенное сопротивление сжатию. Широкому использованию сверхлегких магниевых сплавов в самолето- и вертолетостроении и

других областях промышленности препятствует пока их высокая стоимость (дорог литий повышенной чистоты, применяемый в сплавах).

Сплав с высокой звукопроводностью (МА17). Магниевый сплав на основе системы Mg – Се применяется при изготовлении звукопроводов ультразвуковых линий задержки (УЛЗ) в электронно-вычислительных машинах; цветном телевидении; аппаратуре, предназначенной для радиолокации. Основное назначение УЛЗ – задержка сигнала во времени, которая происходит потому, что скорость распространения ультразвуковых колебаний значительно меньше скорости распространения радиоволн и электрических сигналов по проводам радиосхем.

Выбор сплава МА17 для изготовления звукопроводов УЛЗ объясняется его высокой звукопроводностью (низким коэффициентом затухания ультразвука), хорошей технологичностью, достаточно хорошими механическими свойствами и относительно низкой стоимостью.

Механические свойства некоторых деформируемых магниевых сплавов приведены в табл. 1.1.

Таблица 1.1

Механические свойства магниевых сплавов

Система	Марка сплава	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Рабочая тем-ра, °С
Mg–Mn	МА8	120...150	240...260	7...12	200
Mg–Al–Zn–Mn	МА2-1	160...180	260...280	10...12	150
Mg–Zn–Zr	МА14	290...360	340...400	5...10	125...150
	МА15	250...260	300...320	6...14	150
Mg–PЗМ	МА11	130...140	260...280	9,5...14	250...200
	МА12	140	280	14	200
Mg–Li	МА21	110...200	150...200	15...40	100
	МА18	110...170	150...220	15...40	–

Гранулированные сплавы. Порошковая и гранульная технологии находят все большее распространение как метод производства высокопрочных и жаропрочных материалов на различных основах – магниевой, алюминиевой, титановой, никелевой

и др. Активное воздействие процесса ускоренной кристаллизации гранул на их структурно-фазовое состояние позволяет получать новые материалы с новыми свойствами даже при стандартном составе сплава.

Полуфабрикаты из гранул магниевых сплавов можно изготавливать по значительно сокращенному циклу по сравнению с производством из алюминиевых порошков и гранул, титановых гранул и др. Все это обеспечивает весьма экономичное производство изделий. К группе гранулированных сплавов относятся сплавы МА2-1гр. и МА14гр., изготовленные с использованием гранульной технологии из соответствующих сплавов МА2-1, МА14.

В отличие от исходных сплавов их фазовый состав обогащен присутствием нитридов легирующих элементов, образующихся в высокодисперсной форме и дополнительно повышающих уровень механических свойств этих сплавов по сравнению с серийными аналогами на 15...20 %. Прочностные характеристики различных полуфабрикатов из гранул стандартных сплавов, полученных в промышленных условиях, в 1,3...1,5 раза выше, чем свойства полуфабрикатов из слитка. Гранулированные сплавы хорошо обрабатываются давлением по схеме всестороннего сжатия (прессование, штамповка). Отличительной их особенностью являются повышенные значения ударной вязкости, в 2...5 раз превосходящие аналогичные характеристики других магниевых сплавов.

Эти сплавы рекомендуются для корпусных деталей изделий машиностроения и товаров широкого применения. Температура эксплуатации – от -70 до +60°C.

Литейные магниевые сплавы. Химический состав большинства литейных магниевых сплавов близок к составу их деформируемых аналогов, а механические свойства ниже, чем у деформируемых. Механические свойства литейных магниевых сплавов улучшаются при измельчении зерна. Это достигается введением в расплавы перед разливкой различных модификаторов: мела, магнезита, хлорного железа, а также Zr.

Сплавы системы Mg – Al – Zn (МЛ4, МЛ5) отличаются наилучшими литейными свойствами: малая линейная усадка, хорошая жидкотекучесть, малая склонность к образованию рыхлот. Из них изготавливают сложные ответственные отливки (рис. 1.6).

Разновидности этих сплавов МЛ4пч, МЛ5пч имеют повышенную пластичность и коррозионную стойкость. После литья сплавы подвергаются гомогенизационному отжигу.

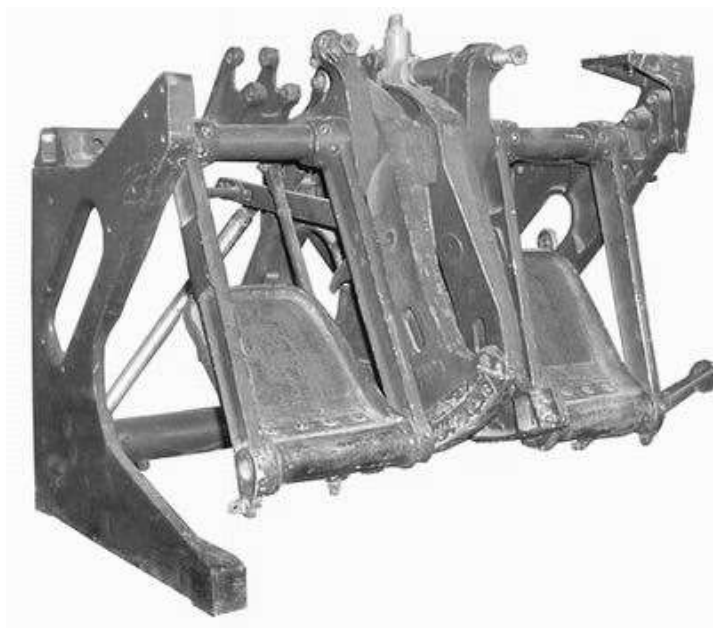


Рис. 1.6. Литые опоры пульты ножного управления самолета АН-8 из магниевого сплава

Сплавы системы Mg – Zn – Zr (МЛ12, МЛ15, МЛ18) имеют хорошие литейные свойства и отличаются более высокими механическими свойствами. Прочностные характеристики сплавов имеют малую чувствительность к толщине сечения литой детали. Отливки из них отличаются высокой плотностью.

Сплавы системы Mg – РЗМ – Zr (МЛ9, МЛ10, МЛ11, МЛ19) отличаются высокой жаропрочностью, могут длительно работать при 250...350 °С и кратковременно до 400 °С. Сплавы применяются после упрочняющей термической обработки.

Применение магния и его сплавов. Магний относится к числу металлов, промышленное использование и производство которого стало развиваться около ста лет назад. Чистый металлический магний используется в основном в качестве легирующей добавки в сплавах на основе Al, Ti и некоторых других металлов. В черной металлургии магний довольно широко применяется для глубокой десульфурации чугуна и стали, а также для улучшения свойств чугуна путем сфероидизации графита. Кроме того, магний является незаменимым восстановителем, в первую очередь в производстве титановой губки.

Магниево-цинковые сплавы широко используются в различных отраслях промышленности. Из-за высокого электрического потенциала они используются в качестве протекторов при электрохимической защите стальных конструкций от коррозии в морской воде и подземных сооружениях (рис. 1.7).



Рис. 1.7. Магниево-цинковые протекторы для электрохимической защиты конструкций на основе железа.

Магниево-цинковые сплавы обладают повышенной способностью аккумулировать водород, который рассматривается как возможная альтернатива углеводородному сырью в будущем, и поэтому являются весьма перспективными материалами для его накопления и хранения в специальных устройствах. К особым физическим свойствам магниевых сплавов относится их способность эффективно поглощать упругие колебания (демпфирующая способность), что обеспечивает большую устойчивость при ударных нагрузках и снижает чувствительность к возникновению резонансных явлений. Магний имеет сравнительно низкий коэффициент поглощения тепловых нейтронов, что в сочетании с хорошей теплопроводностью и слабым взаимодействием с ядерным топливом обуславливает его применение в качестве оболочек тепловыделяющих элементов ядерных реакторов. В сравнительно небольшом объеме магниевые сплавы в последние годы нашли также применение в различных радиотехнических системах для изготовления звукопроводов ультразвуковых линий задержки электрических сигналов.

Магний имеет хорошую сырьевую базу. К уникальным месторождениям магния относятся Большое Соленое озеро в США и Мертвое море в Израиле. И, наконец, практически неисчерпаемым

источником для промышленного производства магния является морская вода.

В качестве промышленных технологий получения магния в настоящее время используются электролиз и термическое восстановление. Получение сплавов и их обработка включает плавку, литье, процессы деформации и термической обработки с получением различных полуфабрикатов – слитков, плит, листов, поковок, профилей и т.д. Так как магний склонен к загоранию в расплавленном состоянии, его плавку обычно ведут под флюсом или в защитной атмосфере.

Несмотря на очевидные технико-экономические и ресурсные достоинства, магниевые сплавы по масштабам промышленного применения существенно уступают алюминиевым, основным конкурентам в классе важнейших легких конструкционных материалов. Главная причина – более высокая, при прочих равных условиях примерно в 1,5 раза, стоимость магния по сравнению с алюминием. Это связано с тем, что в рудных минералах магния обычно содержится хлор, удаление которого, а также меры экологической защиты повышают себестоимость магния. На протяжении 60-80-х годов прошлого века мировое производство и потребление магния росло в среднем около 3 % в год. К середине 90-х годов выпуск этого металла достиг 250 тыс. т, а затем резко ускорился – до 400 тыс. т в 2000 году, главным образом из-за роста потребления сплавов в автопромышленности.

Важной сферой использования магниевых сплавов являются те области современной техники, где решающую роль играет показатель весовой эффективности материалов, то есть снижение массы конструкций при сохранении прочностных характеристик. Это, как правило, авиакосмическая техника и другие летательные аппараты, где повышенная стоимость магниевых сплавов по сравнению с алюминиевыми сплавами и сталями не играет существенной роли, так как оправдывается выигрышем в скорости, дальности, грузоподъемности и безопасности. Определяющими здесь являются достаточно высокие прочностные свойства при малой плотности. Применение магниевых сплавов в этих целях оказывалось оправданным и тогда, когда в их состав вводились дорогие легирующие элементы, что эффективно улучшало свойства, особенно прочность при повышенных температурах.

Только сплавы систем Mg – Mn, Mg – Al – Mn и Mg – Al – Mn – Zn не содержат металлы, которые существенно повышают их стоимость. Развитие реактивной авиации и ракетной техники потребовало более прочных, в том числе способных к работе при повышенных температурах, сплавов. В результате были разработаны сплавы, содержащие Zr, Ce, Nd, Th, Y, Li и Ag.

В настоящее время проводятся масштабные научно-исследовательские работы, в результате которых создаются научные основы для более широкого использования магниевых сплавов не только в виде литья под давлением, но и в виде деформированных полуфабрикатов – плит, листов, длинномерных пресованных изделий и поковок как в автомобильной промышленности, так и в других областях техники, где низкая плотность магниевых сплавов окажется оправданной с экономической точки зрения. Можно предполагать, что магниевые сплавы станут использоваться в мотоциклах, тракторах, текстильных машинах, спортивном инвентаре и других изделиях. Это не исключает исследований, связанных с расширением применения магниевых сплавов в авиационной технике и других областях традиционного использования. Перспективным является применение магниевых сплавов в виде литья под давлением в производстве сложных по форме тонкостенных корпусов различных приборов электроники, оптики, связи и т. д.

2. БЕРИЛЛИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Конструкционные материалы на основе бериллия обладают одновременно и лёгкостью, и прочностью, и стойкостью к высоким температурам, поэтому они являются перспективными для авиации, приборостроения, космической и атомной техники.

Бериллий – элемент второй группы периодической системы химических элементов Д.И. Менделеева, с атомным номером 4. Высокотоксичный, относительно твёрдый металл светло-серого цвета, имеет высокую стоимость. Температура плавления бериллия составляет 1287 °С. Он относится к металлам, обладающим полиморфизмом. α -Ве имеет ГП решетку и существует до 1254 °С, параметры решетки $a = 0,22855$ нм, $c = 0,36840$ нм, соотношение $c/a = 1,568$. β -Ве существует в интервале 1254...1287 °С и имеет ОЦК решетку. Плотность при 20 °С составляет 1,848 г/см³, что лишь незначительно больше плотности магния.

Важнейшее достоинство бериллия заключается в сочетании высокого модуля упругости ($E = 290$ ГПа) с низкой плотностью (табл. 2.1).

Таблица 2.1.
Сравнительные характеристики материалов

Материал	Плотность, кг/м ³	Модуль упругости E , ГПа	Удельный модуль упругости E/ρ , ГПа х м ³ /кг
Бериллий	1850	290	$156,7 \times 10^3$
Титан	4500	112	$24,8 \times 10^3$
Алюминий	2690	67	$24,8 \times 10^3$
Сталь	7800	210	$26,9 \times 10^3$

Бериллий превосходит многие металлы по удельной прочности и жесткости. Он обладает также высокой удельной теплоемкостью, тепло- и электропроводностью.



Рис. 2.1. Изделия точной механики из бериллия

У бериллия достаточно высокие показатели коррозионной стойкости, размерной стабильности, сопротивления износу, демпфирующей способности. Близкие к сталям значения температурного коэффициента линейного расширения и, как следствие, хорошая совместимость с ними, способствуют использованию бериллия в точных приборах и устройствах, в которых необходимо соединять разнородные металлы (рис. 2.1).

Основные недостатки бериллия – токсичность, низкая пластичность и значительная анизотропия механических свойств в полуфабрикатах, полученных обработкой давлением.

Бериллий имеет высокую скрытую теплоту плавления – 1152 Дж/г, больше в 3,3 раза, чем у стали, а удельная теплоемкость бериллия в 2,5 раза выше, чем у Al, и в 8 раз выше, чем у стали. По электро- и теплопроводности бериллий уступает лишь Ag, Cu, Au и Al.

Бериллий – диамагнитный металл. Относится к одним из прозрачных к рентгеновским лучам материалов. Проницаемость бериллия рентгеновскими лучами в 17 раз больше, чем, например, проницаемость Al.

При комнатной температуре бериллий устойчив в сухой атмосфере, но во влажном воздухе медленно окисляется. При нагреве в воздушной атмосфере до температур примерно 600 °С бериллий окисляется незначительно.

У бериллия очень малый атомный диаметр – 0,226 нм. Поэтому

механические свойства бериллия существенно зависят от чистоты и способов получения полуфабрикатов. Временное сопротивление разрыву бериллия, полученного из разного исходного материала различными способами, колеблется от 300 до 1000 МПа, а относительное удлинение меняется в пределах от 2,5 до 40 %, причем повышение прочностных характеристик не всегда сопровождается понижением пластичности.

Бериллий имеет меньшее, но близкое к теоретическому соотношение осей c/a , что должно приводить к значительной пластичности. Действительно, для Ti и Zr, для которых соотношение осей c/a также меньше теоретического значения, характерны довольно высокие пластические свойства. Небольшая пластичность бериллия объясняется тем, что в отличие от Ti и Zr, скольжение в бериллии происходит в основном по плоскости базиса $\{0001\}$ и в меньшей степени по плоскостям призмы $\{10\bar{1}0\}$, а двойникование происходит лишь по плоскостям $\{10\bar{1}2\}$.

Механические свойства бериллия главным образом определяются чистотой металла, текстурой и размером зерен. Так как у бериллия небольшие размеры атомов, большинство легирующих элементов и примеси сильно искажают его решетку, а это приводит к хрупкости.

Пластичный бериллий, содержащий не более 10^{-4} % примесей, получают электролизом хлоридных расплавов с последующей зонной плавкой. Многократное повторение зонной плавки (до 8 проходов) позволяет получать особо чистый бериллий с чрезвычайно высокой пластичностью ($\delta = 140$ %). Однако, достаточно ввести в очищенный бериллий 0,001 % Si, чтобы сделать его хрупким. Даже Be 99,9 % чистоты является хрупким материалом. Для получения приемлемой пластичности бериллий надо очищать от примесей тщательнее, чем какой-либо другой металл.

Бериллий склонен к формированию высокотекстурированного состояния при деформации, что является причиной возникновения большой анизотропии механических свойств в полуфабрикатах и изделиях. Так, в прутках, полученных выдавливанием, $\sigma_{\text{в}}$ в поперечном направлении составляет 0,4...0,6 от $\sigma_{\text{в}}$ в направлении выдавливания. Относительное удлинение в направлении выдавливания также в десятки раз больше, чем в поперечном направлении.

При нагреве нагартованного бериллия происходят процессы возврата и рекристаллизации. В сильнодеформированном бериллии рекристаллизация начинается при температуре 700 °С. Таким образом, у бериллия необычно высокое отношение температуры рекристаллизации к температуре плавления (более 0,6). Примеси еще больше повышают температуру рекристаллизации. Рекристаллизационный отжиг уменьшает прочность и повышает пластичность бериллия. При рекристаллизации текстура деформации не устраняется, поэтому анизотропия свойств практически не уменьшается.

Механические свойства бериллия, полученного методами порошковой металлургии, определяются размером порошка, содержанием окиси бериллия и примесей. С увеличением содержания окиси BeO возрастают прочностные и пластические свойства бериллия. Повышение прочностных характеристик бериллия в этом случае обусловлено дисперсным упрочнением и измельчением зерна.

При температурах 600...700 °С у бериллия с ультрамелким зерном (1...3 мкм) проявляются признаки перехода в сверхпластическое состояние. При скорости деформации 10^{-4} с^{-1} параметр скоростной чувствительности напряжения течения m равен 0,5...0,6, а относительное удлинение составляет около 300 %. Образцы разрушаются практически без образования шейки.

Технический бериллий в зависимости от способа рафинирования имеет чистоту от 98,5 до 99,8%. Наиболее чистый бериллий получают вакуумной индукционной плавкой. Отечественной промышленностью выпускается бериллий следующих марок: ТГП, ТГПР, ТВ, ТШГР, ТИП, ДГП, ДВ и др. Первая буква обозначает химический состав: Т – технический ($< 1,6 \text{ O}_2$); Д – дистиллированный ($< 1,0 \text{ O}_2$); Р – бериллий для реакторного применения; ГП – горячепрессованный; ИП – изостатически прессованный; ШП – штамповка порошка; ШГ – штамповка горячепрессованной заготовки; В – выдавленный.

Число после буквенного индекса означает крупность исходного порошка в мкм. Например, ТГП-56 обозначает бериллий, полученный методом горячего прессования из порошка технической чистоты крупностью 56 мкм.

Заготовки из бериллия получают в основном методами порошковой металлургии. Условия и способы получения порошков,

их дисперсность и метод компактирования определяют в большей мере свойства бериллия. Формование заготовок производится холодным прессованием порошков с последующим спеканием в вакууме при 1180...1220 °С или горячим прессованием в графитовых пресс-формах в вакууме при 1000...1200 °С. Деформированные полуфабрикаты (прутки, трубы) получают горячим (800...1050 °С) или теплым (400...500 °С) выдавливанием. Отливки из бериллия применяют редко.

Бериллиевую проволоку получают выдавливанием в оболочке исходной заготовки из литого или порошкового металла с последующим волочением. Лучшим материалом для оболочки является Ni. После химической или электролитической полировки поверхности проволока бериллия имеет следующие свойства: $\sigma_B = 1350$ МПа; $\sigma_{\text{тц}} = 300$ МПа и $E = 285$ ГПа.

Механическая обработка бериллия в 8 раз дороже обработки Al или Ti, при обработке бериллия используют и химическое фрезерование.

Для соединения деталей из бериллия используют сварку вольфрамовым электродом в нейтральной атмосфере или в вакууме.

Для изготовления деталей из бериллия перспективен метод плазменного напыления, в результате применения которого отпадает необходимость в обработке и сварке бериллия.

Взаимодействие бериллия с легирующими элементами.

Большинство элементов при растворении сильно искажают кристаллическую решетку бериллия, что приводит к повышенной хрупкости сплавов. Ее можно избежать при соблюдении определенного количественного соотношения суммарного содержания примесей Fe (и способных замещать его переходных элементов Cr и Mn) и содержания примеси Al, при котором последняя (Al) полностью переводится в состав тугоплавкого химического соединения. Величина этого соотношения была установлена в виде $(\text{Fe}+\text{Cr}+\text{Mn})/\text{Al} \geq 2,35$.

Легирование бериллия возможно лишь теми элементами, которые образуют с ним механические смеси с минимальной взаимной растворимостью.

Серьезный недостаток Be, заключающийся в низкой ударной вязкости и хладноломкости, может быть преодолен использованием сплавов с Al. Из диаграммы состояния Al – Be (рис. 2.2) видно, что

эти элементы практически взаимно нерастворимы.

В таких сплавах эвтектического типа твердые частицы Ве равномерно распределены в пластичной Al матрице. Зависимость механических свойств сплавов Ве – Al от содержания бериллия показана на рис. 2.3. Бериллиевые сплавы содержат 24...43 % Al, остальное – Ве. Фирмой «Локхид» (США) разработан сплав, содержащий 62 % Ве, названный *локеллом*, который сочетает высокую жесткость, прочность и малую плотность, характерные для бериллия, с пластичностью алюминия.

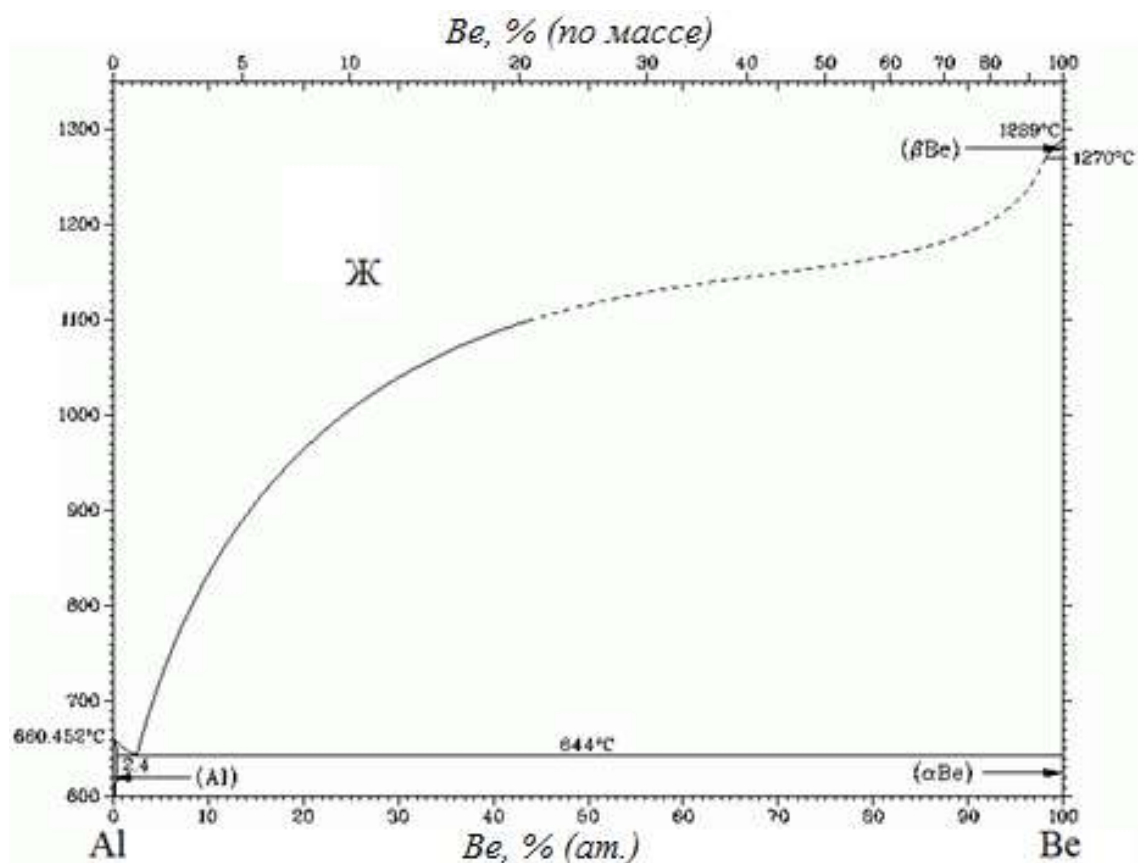


Рис. 2.2. Диаграмма состояния системы Al – Ве

Сплавы Ве – Al имеют структуру, состоящую из мягкой пластичной эвтектики и твердых хрупких включений первичного бериллия. Эти сплавы сочетают высокую жесткость, прочность и малую плотность, характерные для бериллия, с пластичностью, характерной для Al. Благодаря пластичности матрицы снижается концентрация напряжений у частиц бериллиевой фазы и уменьшается опасность образования трещин, что позволяет использовать сплавы в условиях более сложного напряженного состояния.

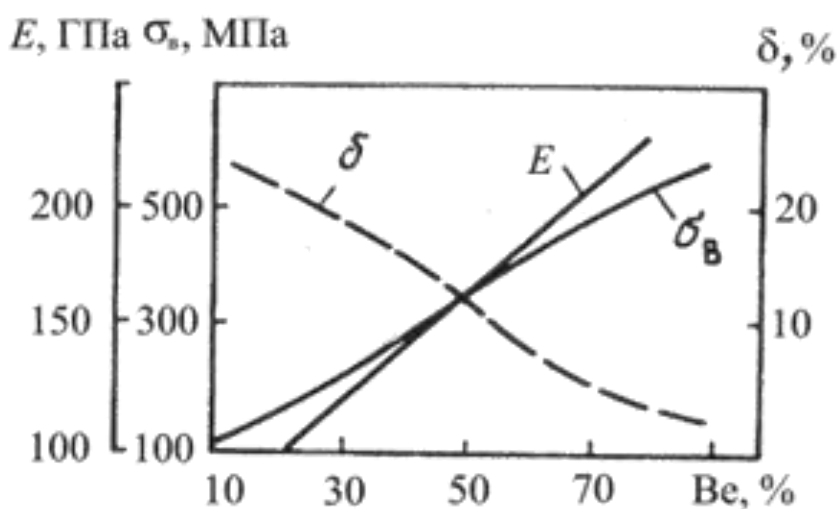


Рис. 2.3. Зависимость механических свойств сплавов Al – Be от содержания бериллия

Для получения Be – Al сплавов также используют методы порошковой металлургии. Деформацию осуществляют выдавливанием с последующей ковкой и штамповкой в оболочках. Механические свойства труб из локелля (Be + 38% Al) при комнатной температуре: $\sigma_B = 600$ МПа, $\sigma_{0,2} = 570$ МПа, $\delta = 1\%$.

Для увеличения прочности сплавы Be – Al дополнительно легируют Mg и Ag – элементами, растворимыми в Al фазе. В этом случае матрица представляет собой более прочный и вязкий сплав Al – Mg или Al – Ag.

Пластичную матрицу можно получить, используя композицию Be – Ag, содержащую до 60 % Ag. Сплавы с Ag дополнительно легируют Li и La.

За исключением сплавов с пластичной матрицей, легирование другими элементами не устраняет хладноломкость бериллия.

Классификация сплавов бериллия. Бериллиевые сплавы подразделяют на *высокомодульные и высокопрочные, жаропрочные и коррозионностойкие*. Они могут быть *деформируемые, порошковые и литейные*.

Высокомодульные и высокопрочные бериллиевые сплавы. Легирование бериллия преследует две цели: уменьшить хрупкость и повысить коррозионную стойкость.

Повысить пластичность и вязкость позволяют сплавы системы Be – Al. Эти сплавы представляют большой интерес как конструкционные материалы из-за легкости, жесткости, более

высокой, чем у бериллия, технологической пластичности, способности прессоваться и прокатываться в тонкий лист при содержании $< 50...60\%$ Be.

Фазовый состав сплавов бериллия с Al имеет отличительную особенность, заключающуюся в том, что бериллий в Al практически не растворим (рис. 2.1). В бериллии растворяется $4...5\%$ Al и поэтому эвтектика, образующаяся при концентрации $2,5\%$ Be состоит из чистого Al с незначительным количеством вкраплений бериллия и характеризуется высокой пластичностью. В качестве основы сплавов, таким образом, используется не твердый раствор, как это имеет место у большинства деформируемых сплавов, а смесь фаз с резко выраженной разнородностью: твердой и прочной бериллиевой фазы, представляющей собой твердый раствор Al в бериллии, и пластичной, с низкой прочностью Al фазы, которая и обеспечивает пластичность этих сплавов.

Практическое применение имеют заэвтектические сплавы с содержанием $20...40\%$ Al. Так, например, сплав 76% Be + 24% Al имеет $E = 260$ ГПа, $\sigma_b = 620$ МПа, $\sigma_{0,2} = 510$ МПа и $\delta = 3\%$. У подобных сплавов модуль нормальной упругости близок по своему значению к чистому бериллию, но пластичность выше. Пластичная Al фаза снижает концентрацию напряжений у частиц бериллиевой фазы и препятствует образованию и развитию трещин.

Введение в систему Be – Al элементов, растворимых в бериллиевой фазе, увеличивает различие в свойствах фаз и ухудшает комплекс свойств сплава. Легирующие элементы, растворяемые в Al фазе, повышают ее прочность, уменьшают разнородность фаз и улучшают свойства сплава. Для этого и легируют сплавы системы Be – Al третьим элементом – Mg, который растворяется в Al и при концентрациях, не превышающих его предельную растворимость, существенно улучшает свойства сплавов.

Растворимость Mg в Al фазе уменьшается с увеличением содержания бериллия, поэтому при низком содержании бериллия вводят большее количество Mg. В сплавах с высоким содержанием бериллия (90%) содержание Mg не превышает $0,5...1\%$. Значительный эффект упрочнения при одновременном повышении пластичности наблюдается в сплавах с содержанием бериллия до 70% (рис. 2.4).

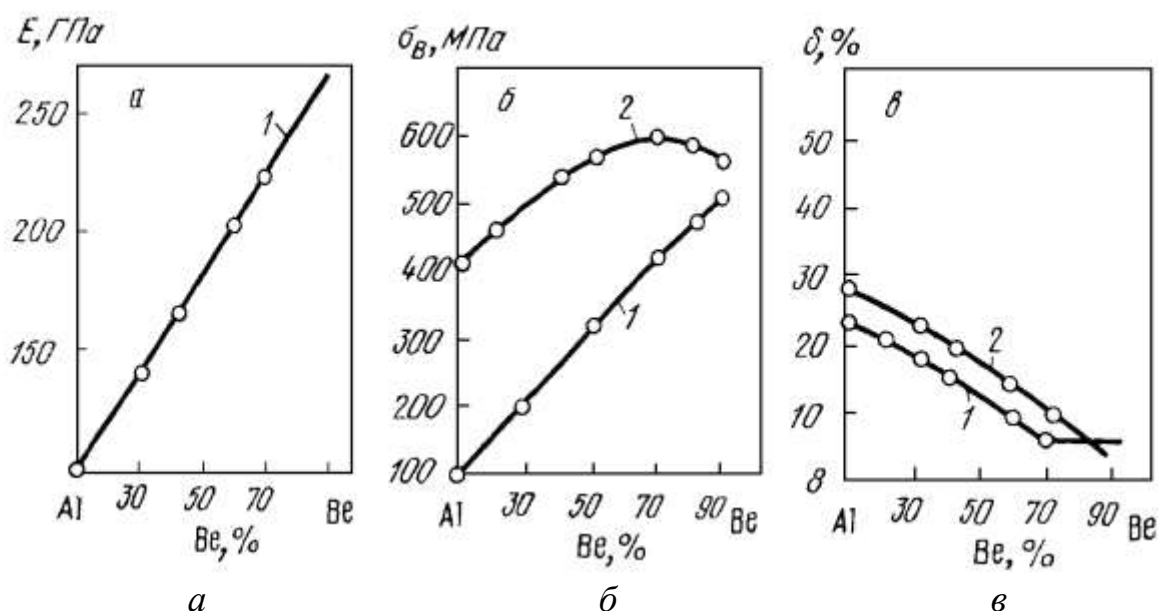


Рис. 2.4. Механические свойства сплавов системы Al – Be (1) и Al – Be – Mg (2) с различным содержанием бериллия

По сравнению с двойными сплавами в сплавах Be – Al – Mg модуль упругости повышается на 10...12 %, хотя у Mg он значительно ниже, чем у Al. При содержании бериллия более 70 % резко снижается пластичность, так как количество пластичной Al фазы недостаточно, и она перестает оказывать пластифицирующее действие. Поэтому такие сплавы не представляют практического интереса.

Тройные сплавы, в отличие от двойных, получаемых из порошков, получают сплавлением. Слитки подвергают обработке давлением. Сплавы поставляются в виде деформированного или отожженного полуфабриката.

Жаропрочные и коррозионностойкие бериллиевые сплавы. К сплавам с повышенной жаропрочностью и коррозионной стойкостью в средах CO_2 и водяного пара относятся сплавы бериллия с 0,25...0,95 % Ca. Наибольшей жаропрочностью обладают сплавы системы Be – BeO, получаемые методом порошковой металлургии, в которых содержание BeO достигает до 4 %. Они удовлетворительно работают в напряженном состоянии до 450...480 °C. Введение BeO в сплав усиливает эффект торможения движения дислокаций и повышает длительную прочность. Так, например, для сплава Be + 1 % BeO $\sigma_{100}^{600} = 20$ МПа. Увеличение содержания BeO до 3 % вдвое повышает значение предела длительной прочности.

До очень высоких температур сохраняют достаточную

прочность *бериллиды* – это группа интерметаллидных соединений бериллия с Ta, Zr, Hf и другими тугоплавкими элементами. Соединения обладают высокой температурой плавления (~2000 °С), относительно малой плотностью (2,7...5 г/см³), модуль упругости $E = 300...350$ ГПа. К их недостаткам относится низкая пластичность.

Детали из бериллидов изготавливают горячим прессованием порошков, холодным прессованием и спеканием.

Литейные бериллиевые сплавы (ЛБС), состав которых приведен в табл. 2.2, используют для деталей корпусов оснований, рам, кронштейнов и др. Бериллиевые сплавы характеризуются высокими значениями теплоемкости, которые в 1,6 раза выше, чем у сплавов Al. Теплопроводность и температуропроводность сплавов лишь незначительно уступает литейным Al сплавам.

Таблица 2.2

Химические составы литейных бериллиевых сплавов
(в %, остальное – Be)

Сплав	Al	Ni	Mg	Cu	Zr, Sc, Y, Gd, PЗМ
ЛБС-1	24...34	3...6	–	–	0,06...0,21*
ЛБС-2	36...24	3,5...4,5	0,6...0,8	–	0,03...0,12**
ЛБС-3	30...34	–	0,1...0,6	6...8	0,05...0,1

* Допускается введение только Zr, Sc.

** Допускается введение одного или нескольких элементов Sc, Zr, La, Pr, Nd при содержании: минимальном – 0,01 %, максимальном – 0,08 % любого.

Совокупность теплофизических характеристик бериллиевых сплавов в целом выгодно отличает их от других материалов (например, силуминов) и определяет высокую размерную стабильность в условиях возникновения температурных градиентов при эксплуатации изделий.

Коррозионная стойкость бериллиевых сплавов находится на высоком уровне. Анодная оксидированная пленка на поверхности и лакокрасочные покрытия дополнительно обеспечивают надежную защиту сплавов ЛБС от коррозии.

Применение бериллия и его сплавов. Основным потребителем бериллия является ракетная техника. Из него изготавливают панели

обшивки, лонжероны, конусы. Бериллий и бериллиды используют в системах управления и наведения ракет, в гироскопах.

Очень перспективно применение бериллия в зеркалах оптических приборов, используемых в космосе (рис. 2.5). Он обеспечивает им необходимые свойства – низкую плотность, высокую жесткость и прочность, размерную конфигурационную и термическую стабильность, высокую отражательную способность.

В космических кораблях из бериллия изготавливают системы антенн, в космических кораблях «Аполлон» изготавливался командный отсек лунной кабины. Из бериллия выполняют крупногабаритные панели с солнечными батареями, теплозащитные экраны. В ряде случаев он пригоден и для деталей ракетных двигателей, в том числе камер сгорания и сопел.

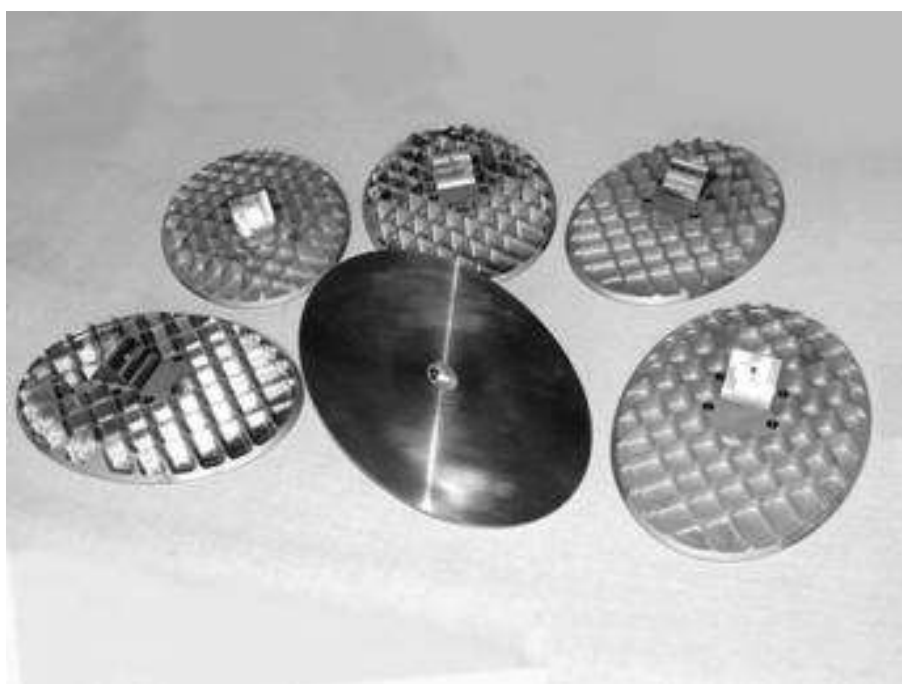


Рис 2.5. Крупногабаритные оптические зеркала из бериллия

Высокая замедляющая способность, малое сечение поглощения нейтронов, большое сечение их рассеяния и достаточная стойкость в условиях облучения делают бериллий незаменимым материалом для замедлителей и отражателей нейтронов в атомной технике.

3. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Алюминий – элемент третьей группе периодической системы Д.И. Менделеева, металл серебристо-белого цвета, имеет ГЦК решетку, полиморфных превращений не имеет. Его плотность – $2,7 \text{ г/см}^3$, температура плавления – $660 \text{ }^\circ\text{C}$. Он характеризуется высокой электро- и теплопроводностью, высокой пластичностью и малой прочностью. Механические свойства алюминия в отожженном состоянии: $\sigma_{\text{в}} = 60 \dots 80 \text{ МПа}$, $\delta = 40 \dots 50 \%$, $E = 70 \text{ ГПа}$.

Алюминий обладает хорошей коррозионной стойкостью в атмосфере и в среде многих органических кислот, что обусловлено образованием на его поверхности сплошной тонкой и плотной оксидной пленки Al_2O_3 .

По масштабам производства и потребления алюминий занимает второе место после железа. Промышленностью выпускается первичный алюминий трех сортов: особой чистоты (А999), высокой чистоты (А995...А95) и технической чистоты (А85...А0). В обозначении марки буква «А» означает алюминий, а последующие цифры указывают десятые, сотые и тысячные доли процента содержания алюминия. Например, алюминий марки А995 содержит не менее 99,995 % Al, марки А6 – 99,6 % Al, марки А0 – 99,0 % Al.

Алюминий особой и высокой чистоты применяется для лабораторных и специальных целей, алюминий технической чистоты – для технических целей (изготовление деформируемых полуфабрикатов, литье заготовок, получение сплавов и др.).

Основные примеси в алюминии – Fe и Si. Они практически не растворимы в твердом алюминии и образуют тройные промежуточные фазы α (Fe_2SiAl_6) и δ (FeSiAl_5), которые приводят к повышению прочности и снижению пластичности.

Марки и содержание алюминия в техническом алюминии приведены в табл. 3.1. Из технического алюминия производят полуфабрикаты, которые применяются в отожженном (М), полунагартованном (Н2) или нагартованном (Н), горячекатаном (ГК) состояниях. Механические свойства алюминия в состоянии М составляют $\sigma_{\text{в}} = 60 \text{ МПа}$, $\delta = 20 \dots 28 \%$, в состоянии Н – $\sigma_{\text{в}} = 130 \dots 145 \text{ МПа}$, $\delta = 3 \dots 5 \%$ и в состоянии ГК – $\sigma_{\text{в}} = 70 \text{ МПа}$, $\delta = 15 \%$.

Алюминий не упрочняется термической обработкой, а упрочняется лишь нагартовкой. Для полного разупрочнения

нагартованного алюминия применяют отжиг при температурах 300...500 °С с охлаждением на воздухе или в воде. Для частичного снятия упрочнения проводят отжиг при 150...300 °С.

Таблица 3.1

Химический состав технического алюминия

Марка		Между-народная	Al, %, не менее
Российская			
Буквенная	Цифровая		
АД000	–	1080А	99,80
АД00	1010	1070А	99,70
АД00Е	1010Е	1370	99,70
АД0	1011	1050	99,50
АД0Е	1011Е	1350	99,50
АД1	1013	1230	99,30
АД	1015	1200	98,80

Алюминий обладает высокой технологической пластичностью, сваривается всеми методами сварки. Обрабатываемость резанием плохая, вследствие высокой вязкости алюминия.

Взаимодействие алюминия с легирующими элементами. Такие элементы, как Fe, Co, Ni, Pd, Pt, Cu, Ag, Au, Pb, Li, Ca, Sr, Ce, Th имеют одинаковый тип кристаллической решетки – ГЦК – (по крайней мере, в одной из модификаций) с алюминием. Из этих элементов благоприятный размерный фактор имеют Pd, Pt, Ag и Au, у которых атомный радиус отличается от атомного радиуса алюминия менее чем на 8 %. Однако все эти металлы в Периодической системе Д. И. Менделеева находятся далеко от алюминия и имеют сильно отличительное от него электронное строение. По этой причине они не образуют с алюминием непрерывных твердых растворов. Однако ясно проявляется тенденция к более высокой растворимости в алюминии элементов, близко расположенных к нему в периодической системе Д. И. Менделеева.

Максимальная растворимость элементов в алюминии в твердом состоянии при температуре неинвариантного равновесия составляет (в % ат.): Zn – 66,5, Ag – 23,8, Li – 16,2, Mg – 18,9, Ga – 5,5, Cu – 2,5, Si – 1,5, Mn – 0,71, Cr – 0,37, V – 0,2, Ti – 0,146, Cd – 0,089, Zr – 0,083.

Некоторые элементы с алюминием не растворимы полностью

даже в расплавленном состоянии. Разделение жидкой фазы на два слоя разного состава в связи с неполной взаимной растворимостью компонентов наблюдается в системах: Al – Bi, Al – In, Al – Cd, Al – Na, Al – Pb, Al – S, Al – Tl, Al – Rb. В табл. 3.2 дана характеристика легирующих элементов и примесей в алюминиевых сплавах.

Таблица 3.2.

Элементы, встречающиеся в алюминии и его сплавах

Металл	Порядковый номер в таблице Менделеева	Температура плавления, °С	Тип диаграммы состояния со стороны алюминия	Растворимость при температуре неинвариантной реакции	
				% (ат.)	% (по мас.)
Литий	3	180,5	эвт., х.с.	16,2	4,74
Бериллий	4	1287	эвт., без х.с.	0,025	0,0084
Бор	5	2130	эвт., х.с.	0,05	0,020
Натрий	11	98	мон., без х.с.	0,0035	0,003
Магний	12	650	эвт., х.с.	18,9	17,4
Кремний	14	1415	эвт., без х.с.	1,5	1,56
Титан	22	1668	перит., х.с.	0,146	0,26
Ванадий	23	1917	перит., х.с.	0,2	0,4
Хром	24	1877	перит., х.с.	0,375	0,72
Марганец	25	1244	эвт., х.с.	0,710	1,45
Железо	26	1538	эвт., х.с.	0,03	0,062
Никель	28	1455	эвт., х.с.	0,022	0,05
Медь	29	1083	эвт., х.с.	2,48	5,7
Цинк	30	419,5	эвт., без х.с.	66,5	82,8
Цирконий	40	1852	перит., х.с.	0,083	0,28
Молибден	42	2620	перит., х.с.	0,07	0,25
Серебро	47	961,9	эвт., х.с.	23,8	55,6
Кадмий	48	321	мон., без х.с.	0,089	0,37
Олово	50	232	эвт., без х.с.	0,02	0,0045
Церий	58	804	эвт., х.с.	0,01	0,002

Примечание: эвт. – эвтектический; перит. – перитектический; мон. – монотектический; х.с. - химическое соединение.

Классификация алюминиевых сплавов. Основными легирующими элементами в алюминиевых сплавах являются Cu, Zn, Mg, Mn, Zr. Кроме этих элементов в сплавы могут вводить малые добавки Cr, Zr, Ti, Sc, V, Be и некоторые редкоземельные элементы, которые существенно влияют на кинетику распада пересыщенного твердого раствора, на процесс рекристаллизации и на размеры зерен, а также на коррозионные и технологические свойства. В равновесных условиях структура алюминиевых сплавов состоит из равновесного твердого раствора с выделениями интерметаллидных фаз различного состава: CuAl_2 (θ -фаза), Al_2CuMg (S -фаза), Al_6CuMg_4 (T -фаза) и др.

Для техники ответственного назначения, в том числе для авиакосмической, разработаны сплавы с ограничением по примесям, которые в марке имеют обозначение «ч» – чистые; «пч» – повышенной чистоты; «оч» – особой чистоты.

Составы промышленных сплавов, структура и свойства изделий из них в значительной степени определяются способом производства. По способу производства алюминиевые сплавы делятся на три основные группы: *деформируемые, литейные и спеченные* (рис. 3.1).

По способности к упрочнению термической обработкой алюминиевые сплавы подразделяются на *неупрочняемые термообработкой* и *упрочняемые термообработкой* (рис. 3.1).

В зависимости от уровня прочности, технологических свойств и назначения алюминиевые сплавы разделяют на *сплавы высокой, средней и пониженной прочности; ковочные, заклепочные, свариваемые; коррозионностойкие, жаропрочные, криогенные, со специальными физическими свойствами* (например, пониженной плотности) и др.

Для отечественных алюминиевых сплавов используются буквенно-цифровая и цифровая системы обозначений. В буквенно-цифровой маркировке (хотя этим сплавам позднее была присвоена цифровая маркировка, но она не прижилась) не заложено какой-либо системы. Буквы могут символизировать алюминий и основной легирующий компонент – АМц (Al – Mn), АМг1 (Al – Mg), назначение сплава (АК6, АК4–1 – алюминий ковочный), название сплава (АВ – авиаль, Д16 – дуралюмин), могут быть связаны с названием института, разработавшего сплав (ВАД1, ВАД23 – ВИАМ, алюминиевый, деформируемый) и т.д.

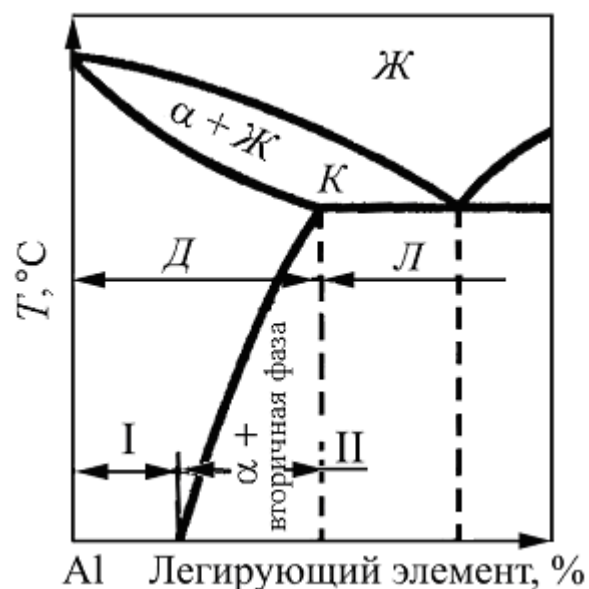


Рис. 3.1. Диаграмма состояния сплавов Al – легирующий элемент: Д – деформируемые сплавы; Л – литейные сплавы; I – сплавы, не упрочняемые термической обработкой; II – сплавы, упрочняемые термической обработкой

В конце шестидесятых годов XX в. была введена четырехзначная цифровая маркировка (табл. 3.3). Первая цифра обозначает основу сплава. Алюминий и сплавы на его основе маркируют цифрой «1». Вторая цифра обозначает основной легирующий компонент или основные легирующие компоненты. Цифрой «0» обозначаются различные марки алюминия, спеченные алюминиевые сплавы (САС), различные сорта пеноалюминия. Цифрой «1» обозначают сплавы на основе системы Al – Cu – Mg; цифрой «2» – сплавы на основе системы Al – Cu; цифрой «3» – сплавы на основе системы Al – Mg – Si; цифрой «4» – сплавы на основе системы Al – Li, а также сплавы, легированные малорастворимыми компонентами, например переходными металлами (марганец, хром, цирконий); сплавы, замаркированные цифрой «5», базируются на системе Al – Mg и называются магналиями; сплавы на основе систем Al – Zn – Mg или Al – Zn – Mg – Cu обозначаются цифрой «9». Цифры 6, 7 и 8 – резервные.

Последние две цифры в цифровом обозначении алюминиевого сплава – это его порядковый номер. Последняя цифра несет дополнительную информацию: сплавы, оканчивающиеся на нечетную цифру – деформируемые, на четную – литейные.

Если сплав опытный и не используется в серийном производстве, то перед маркой ставят цифру «0» (01570, 01970) и маркировка становится пятизначной.

Таблица 3.3

Цифровая маркировка деформируемых алюминиевых сплавов

Марка	Группа сплавов, основная система легирования
1000–1018	Технический алюминий
1019, 1029 и т.д.	Порошковые сплавы
1020–1025	Пеноалюминий
1100–1190	Al – Cu – Mg, Al – Cu – Mg – Fe – Ni
1200–1290	Al – Cu – Mn, Al – Cu – Li – Mn – Cd
1300–1390	Al – Mg – Si, Al – Mg – Si – Cu
1319, 1329 и т.д.	Al – Si, порошковые сплавы САС
1400–1419	Al – Mn, Al – Be – Mg
1420–1490	Al – Li
1500–1590	Al – Mg
1900–1990	Al – Zn – Mg, Al – Zn – Mg – Cu

При производстве деформируемых полуфабрикатов из А85, А8, А7, А6, А5 и А0 алюминий выплавляется в чушках с соотношением Al : Si не менее 1:1. В этом случае к маркировке добавляется буква П (полуфабрикат), например, А6П. Если в алюминии, предназначенном для производства деформируемых Al – Mg сплавов, содержание Na < 0,0015 %, то к маркировке добавляется буква Р (рафинированный).

Для указания состояния деформированных полуфабрикатов, изготавливаемых из алюминиевых сплавов, используется буквенно-цифровая система обозначений после марки сплава. Без обозначения значит без термической обработки.

М – мягкий отожженный;

Н – нагартованный;

Н3 – нагартованный на три четверти;

Н2 – нагартованный на одну вторую;

Н1 – нагартованный на одну четверть;

Т – закаленный и естественно состаренный;

Т1 – закаленный и искусственно состаренный на максимальную прочность;

Т2, Т3 – режимы искусственного старения, обеспечивающие перестаривание материала (режимы смягчающего искусственного старения);

T5 – закалка полуфабрикатов с температуры окончания горячей обработки давлением и последующее искусственное старение на максимальную прочность;

T7 – закалка, усиленная правка растяжением (1,5...3 %) и искусственное старение на максимальную прочность.

В США принята единая цифровая, четырехзначная система обозначений деформируемых алюминиевых сплавов. Она является наиболее распространенной и используется в качестве международной. В её основе – система легирования алюминиевых сплавов, база – основной легирующий компонент. Первая цифра обозначения указывает на систему легирования.

Алюминий чистотой 99,0% и выше – 1xxx

Система Al – Cu – 2xxx

Система Al – Mn – 3xxx

Система Al – Si – 4xxx

Система Al – Mg – 5xxx

Система Al – Mg – Si – 6xxx

Система Al – Zn – Mg и Al – Zn – Mg – Cu – 7xxx

Прочие системы легирования – 8xxx

Вторая цифра обозначения указывает на порядковый номер модификации сплава относительно исходного сплава (в исходном – вторая цифра «0») или свидетельствует о чистоте сплава по примесям. Две последние цифры обозначают непосредственно сплав и дают информацию о его чистоте. Если сплав опытный, то ставят индекс «X» и маркировка становится пятизначной.

Обозначение состояний следует за обозначением сплава.

Обозначение основных состояний:

F – после изготовления; O – отожженное; H – нагартованное. За H всегда следуют две или более цифры. Первая цифра указывает на конкретную последовательность основных операций; H1 – только нагартованное; H2 – нагартованное и частично отожженное; H3 – нагартованное и стабилизированное; W – закалка; T – термическая обработка, приводящая к стабильному состоянию, отличному от F, O или H.

Цифры от 1 до 10 после T показывают конкретную последовательность основных термических обработок.

Сплавы алюминия подразделяются на 3 основные группы: а) деформируемые, не упрочняемые термообработкой, например,

сплавы АМц; АМг2, АМг3, АМг5, АМг6 (цифры показывают примерное содержание Mn и Mg в процентах); б) деформируемые, упрочняемые термообработкой (дуралюмины, авиаль, высокопрочные сплавы); в) литейные сплавы (силумины и др.).

Деформируемые сплавы в равновесном состоянии имеют структуру твёрдого раствора или твёрдого раствора с небольшим количеством второй фазы; литейные сплавы имеют в структуре эвтектику.

В зависимости от состава сплавов они могут упрочняться наклёпом (нагартовкой); закалкой с последующим старением; или модифицированием или термической обработкой.

Деформируемые алюминиевые сплавы. Конструкционные сплавы на основе системы Al – Cu – Mg.

Конструкционные сплавы системы Al – Cu – Mg (марки Д1, Д16, Д19, ВД17) являются термоупрочняемыми и обладают высокими характеристиками механических свойств. Их дополнительно легируют Mn и называют *дуралюминами* (табл. 3.4). В советском авиастроении дуралюмины впервые были использованы в 1924 г., из него был изготовлен планер первого цельнометаллического самолета АНТ-2 (рис. 3.2).



Рис. 3.2. Первый пассажирский цельнометаллический самолет АНТ-2, сделанный из дуралюмина

Упрочнение дуралюмина при термической обработке достигается в результате выделения из пересыщенного твердого

раствора зон Гинье-Престона сложного состава или метастабильных фаз S' и θ' . Mn повышает стойкость дуралюмина против коррозии, а присутствуя в виде дисперсных частиц фазы T ($Al_{12}Mn_2Cu$), повышает температуру рекристаллизации и улучшает механические свойства дуралюмина.

Таблица 3.4

Химический состав конструкционных сплавов типа дуралюмин

Сплав	Основные компоненты, %			Примеси (не более), %				
	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Прочие
Д1	3,8...4,8	0,4...0,8	0,4...0,8	0,7,	0,7	0,3	0,1	0,1
Д16	3,8...4,9	1,2...1,8	0,3...0,9	0,5	0,5	0,3	0,1	0,1
ВД17	2,6...3,2	2,0...2,4	0,45...0,7	0,3	0,3	0,1	0,1	0,1
Д19*	3,8...4,3	1,7...2,3	0,5...1,0	0,5	0,5	0,1	0,1	0,1

* В сплаве Д19 содержится 0,0002-0,005% Be.

Примесями в дуралюмине являются Fe и Si. Fe образует соединение $(Mn,Fe)Al_6$, которое кристаллизуется в виде грубых пластин, понижает прочность и пластичность дуралюмина. Кроме того, Fe, связывая Cu в соединении Al_2Cu_2Fe , снижает эффект упрочнения при старении. Поэтому содержание Fe не должно превышать 0,5...0,7 %. Si образует фазы Mg_2Si и W ($Al_xMg_5Cu_6Si_4$), которые растворяются в алюминии, и при последующем старении упрочняют сплав. Однако эффект упрочнение от этих фаз невелик, поэтому Si, уменьшая количество основных упрочняющих фаз S и θ , способствует снижению прочности дуралюминов.

Термическая обработка дуралюмина состоит из двух этапов. Сначала его нагревают выше линии предельной растворимости (приблизительно до 500 °C). При этой температуре его структура представляет собой гомогенный твердый раствор Cu в алюминии. Путем закалки эту структуру фиксируют при комнатной температуре, при этом раствор получается пересыщенным. В этом состоянии, т.е. в состоянии закалки, дуралюмин очень мягок и пластичен.

Структура закаленного дуралюмина имеет малую стабильность и даже при комнатной температуре в ней самопроизвольно происходят изменения. Эти изменения сводятся к тому, что атомы

избыточной Cu группируются в растворе, располагаясь в порядке, близком к характерному для кристаллов химического соединения CuAl_2 . Химическое соединение еще не образуется и тем более не отделяется от твердого раствора, но за счет неравномерности распределения атомов в кристаллической решетке твердого раствора в ней возникают искажения, которые приводят к значительному повышению твердости и прочности с одновременным снижением пластичности сплава. Процесс изменения структуры закаленного сплава при комнатной температуре носит название *естественного старения*.

Естественное старение особенно интенсивно происходит в течение первых нескольких часов, полностью же завершается, придавая сплаву максимальную для него прочность, через 4...6 суток. Если сплав подогреть до 100...150 °С, то произойдет *искусственное старение*. В этом случае процесс совершается быстро, но упрочнение происходит в меньшей степени. Это объясняется тем, что при более высокой температуре диффузионные перемещения атомов Cu осуществляются более легко, поэтому происходит завершённое образование фазы CuAl_2 и выделение ее из твердого раствора. Упрочняющее же действие полученной фазы оказывается меньшим, чем действие искаженности решетки твердого раствора, возникающей при естественном старении.

Сравнение результатов старения дуралюмина при различной температуре показывает, что максимальное упрочнение обеспечивается при естественном старении в течении 4-х дней.

Высокопрочные Al сплавы.

Сплавы системы Al – Zn – Mg и Al – Zn – Mg – Cu (В95, В96, В96ц, В93 (табл. 3.5)) являются наиболее высокопрочными среди алюминиевых сплавов. Прочность этих сплавов достигает $\sigma_b = 500...700$ МПа, но при меньшей пластичности ($\delta = 8...10$ %), чем у дуралюминов. Особенностью сплавов является их высокий предел текучести, близкий по своему значению к пределу прочности материала. Сплавы отличаются чувствительностью к надрезам, характеризуются пониженной выносливостью при повторно-статических нагружениях, а также чувствительны к коррозионному растрескиванию под напряжением.

Характерным для этих сплавов является образование сложной по составу *T*-фазы. Выделение ее по границам зерен является

причиной снижения их механических свойств (происходит охрупчивание сплавов).

Таблица 3.5
Химический состав высокопрочных алюминиевых сплавов, в %

Марка сплава	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Zr	Fe
B95, B95пч	6	2,3	1,7	0,4	1,18	-	-
B96Ц	8,5	2,7	2,3	-	-	0,15	-
B93, B93пч	7,0	1,9	1,0	-	-	-	0,3

Уменьшение содержания примесей Fe и Si способствует повышению пластичности, ударной вязкости, а также резко снижает чувствительность к надрезу образцов при перекосах. По мере увеличения содержания Mg, Zn и Cu в сплавах, предел прочности сплавов Al – Zn – Mg в отожженном состоянии непрерывно повышается. Cr в этих сплавах эффективно повышает стойкость сплавов против коррозии под напряжением. Zr при кристаллизации образует с алюминием пересыщенный твердый раствор, который распадается при последующей обработке слитка с выделением дисперсных интерметаллидов, тем самым повышая температуру рекристаллизации. Нерекристаллизованная структура сохраняется в горячедеформированных изделиях после термообработки, что обуславливает значительное структурное упрочнение. Добавки Zr препятствуют образованию крупнозернистых структур.

Сплав B95 среди рассматриваемых сплавов является наиболее универсальным конструкционным материалом. Он применяется для изготовления всех видов деформированных полуфабрикатов: листов, плит, профилей, труб, поковок и штамповок. Прессованные профили из сплава B95 значительно прочнее, чем листы. По прочности при нормальной температуре сплав B95 значительно превосходит дуралюмины и широко применяется в авиации для обшивки (листы) и внутреннего набора (профили).

Сплав B96Ц – наиболее высоколегированный и самый прочный из всех деформируемых алюминиевых сплавов. Однако он уступает сплаву B95 в пластичности и коррозионной стойкости, сопротивлении повторным статическим нагрузкам, в большей чувствительности к надрезам и другим концентраторам напряжений.

Низкая пластичность сплава В96Ц позволяет применять его только для производства горячедеформированных полуфабрикатов (профилей, труб, штамповок) (рис. 3.3).

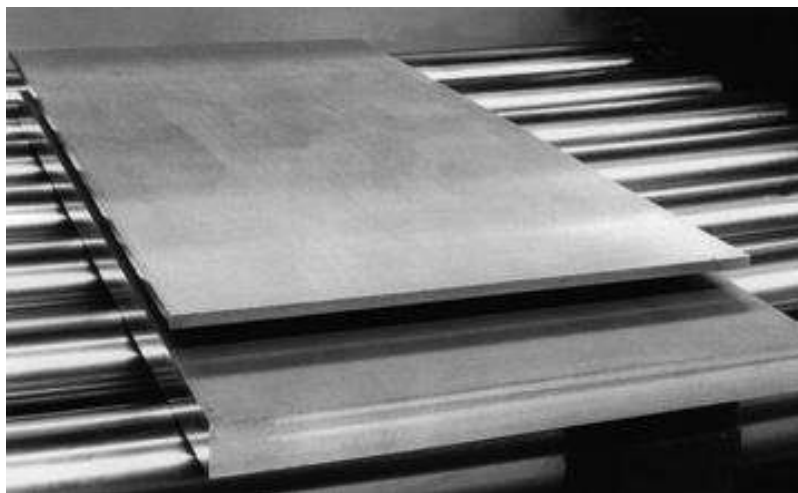


Рис. 3.3. Длинномерная (до 15 м) плита из сплава В96Ц3п.ч. производства ОАО «КУМЗ»

Сплав В93, по сравнению с предыдущими сплавами, имеет меньшую прочность, более высокую пластичность и минимальную анизотропию свойств. Поэтому он применяется преимущественно для изготовления крупных поковок и штамповок.

Сплавы В93пч и В95пч отличаются от сплавов В93 и В95 меньшим содержанием Zn на 0,2...0,3 % и более чисты по примесям Fe и Si. Уменьшение содержания Fe (до 0,05...0,25 %) и Si (<0,1 %) повышает пластичность и вязкость разрушения сплавов и тем самым способствует повышению долговечности конструкции.

В отличие от дуралюминов в высокопрочных сплавах после закалки получается более стабильный твердый раствор. Поэтому сплавы применяют только после искусственного старения. Закалку проводят с температуры 460...470 °С в холодную или подогретую (до 80...100 °С) воду. Нагретая вода необходима при закалке крупногабаритных профилей и штамповок во избежание их растрескивания.

Склонность высокопрочных сплавов к коррозии под напряжением уменьшается с повышением температуры искусственного старения, так как при этом происходит более равномерный распад твердого раствора по объему зерен. Поэтому полуфабрикаты из сплавов В95 и В93 помимо старения на

максимальную прочность (120 °С, 24 ч для плакированных листов сплава В95; 140 °С, 16 ч для остальных полуфабрикатов из сплава В95, штамповок и поковок из сплава В93) подвергают перестариванию при более высоких температурах (165...185 °С) с выдержкой 6...12 ч. Перестаривание способствует повышению характеристик конструкционной прочности сплавов.

Высокопрочные сплавы В93, В95, В96 имеют и ряд существенных недостатков по сравнению с дуралюмином Д16. Они более чувствительны к концентраторам напряжений, обладают меньшей вязкостью разрушения, склонны к коррозионному растрескиванию и характеризуются резким снижением прочности при повышении температуры >120 °С. Вследствие этого рассмотренные сплавы В93, В95 и В96 не перспективны для скоростных сверхзвуковых самолетов, обшивка которых испытывает аэродинамический нагрев свыше 120 °С.

Для самых ответственных, силовых конструкций лайнеров создавались и специальные высокопрочные ковочные сплавы. Так был разработан сплав 1933, превосходящий по своим параметрам зарубежные аналоги. Из него изготавливают детали силового набора и шпангоуты (рис. 3.4.). Специалисты европейской авиастроительной фирмы «Airbus» провели испытания нового материала и приняли решение использовать его в своих самолетах серий А-318 и А-319.

Жаропрочные алюминиевые сплавы.

Для получения необходимых жаропрочных свойств алюминиевые сплавы легируют не только Cu и Mg, но и Fe, Ni и Ti.

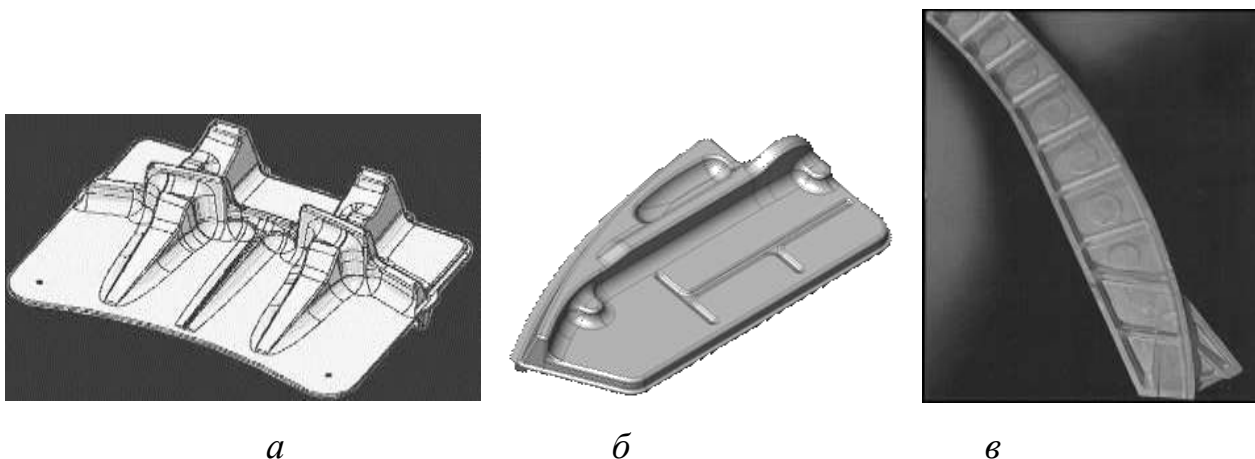


Рис.3.4. Штамповки из сплава 1933 для фитингов самолета «Суперджет» (а, б) и для шпангоута самолета Ан-225 «Мрия» (в)

Упрочняющими фазами жаропрочных сплавов являются CuAl_2 , Al_2CuMg , Al_9FeNi и Al_6CuNi . После закалки и старения при частичном распаде твердого раствора эти фазы выделяются в виде дисперсных частиц, которые значительно повышают жаропрочность сплавов. В табл. 3.6 представлен химический состав и механические свойства после термообработки наиболее применяемых жаропрочных алюминиевых сплавов.

Жаропрочные алюминиевые сплавы используют для изготовления деталей, работающих при температурах до $300\text{ }^\circ\text{C}$ (поршни двигателей внутреннего сгорания, детали турбореактивных двигателей, обшивка сверхзвуковых двигателей и т.д.).

Таблица 3.6

Химический состав и типичные механические свойства жаропрочных алюминиевых сплавов

Марка	Химический состав, %	Механические свойства		
		$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АК4-1	Al – осн.; 1,9...2,5 % Cu; 1,4...1,8 % Mg; 0,35 % Si; 0,8...1,4 % Fe; 0,8...1,4 % Ni; 0,02...0,1 % Ti	430	280	13
Д20	Al – осн.; 6...7 % Cu; 0,4...0,8 % Mn; 0,1...0,2 % Ti	400	250	12

Сплавы дляковки и штамповки.

Данные алюминиевые сплавы обладают высокой пластичностью и удовлетворительными литейными свойствами. К ним относятся сплавы АК6, АК8. Основными легирующими элементами являются Cu, Mg, Mn и Si. Ковку и штамповку сплавов проводят при температурах в области $450\text{ }^\circ\text{C}$. Для повышения прочности проводят термическую обработку, состоящую из закалки и искусственного старения. Упрочняющими фазами при старении являются Mg_2Si , CuAl_2 , $\text{Al}_x\text{Mg}_5\text{CuSi}_4$.

Эти сплавы хорошо обрабатываются резанием и удовлетворительно свариваются контактной и аргонодуговой сваркой. Литейные свойства улучшаются за счет добавки кремния. Однако эти сплавы склонны к межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением. Используют их для изготовления крепежных деталей, лопастей винтов вертолета и т.д.

Алюминиевые сплавы, легированные литием

Взаимодействие Li с алюминием в двойных сплавах характеризуется высокой переменной растворимостью Li в твердом алюминии. Переменная растворимость легирующего элемента в твердом алюминии, особенно находящегося в сплаве в виде интерметаллидной фазы (AlLi в системе Al – Li), является необходимым условием для упрочнения сплава термообработкой. Действительно, прочность двойных сплавов Al – Li, содержащих 2 и более % Li, после закалки и искусственного старения повышается, однако эффект упрочнения небольшой, а пластичность снижается значительно. Поэтому двойные сплавы Al – Li не нашли практического применения.

Однако добавка Li значительно повышает модуль упругости и снижает плотность алюминиевых сплавов (каждый процент лития на 3 % повышает модуль упругости и на 6 % снижает плотность). В 50-х годах на основе системы Al – Cu – Li были разработаны первые сплавы с литием, получившие промышленное опробование. Это были сплавы 2020 (в США) и ВАД23 (в нашей стране), которые содержали около 5 % Cu; 1,2 % Li и добавки Mn и Cd. Несмотря на высокую прочность (σ_b до 600 МПа, $\sigma_{0,2}$ до 550 МПа), заметного промышленного применения эти сплавы не нашли в связи с низкой пластичностью, плохой технологичностью, большой анизотропией свойств полуфабрикатов.

Первым сплавом, который нашел промышленное применение и применяется в самолетостроении в течение нескольких десятилетий, стал сплав 1420, разработанный на основе системы Al – Mg – Li в нашей стране (рис. 3.5). Состав сплава: 5,5 % Mg; 2,1 % Li; 0,12 % Zr, остальное Al. Сплав 1420 подвергают закалке с температуры 450 °С и последующему искусственному старению при 120 °С, 10...15 ч. Твердый раствор в сплаве 1420 очень устойчив и охлаждение на воздухе достаточно для фиксации полученного при нагреве под закалку твердого раствора при комнатной температуре. Охлаждение при закалке на воздухе обеспечивает более высокую коррозионную стойкость полуфабрикатов.

После термообработки сплав 1420 имеет прочность, близкую к прочности основного самолетного сплава дуралюмина Д16 при меньшей плотности и более высоком модуле упругости.



Рис. 3.5. Штамповка «окантовка иллюминатора» из сплава 1420

Большое преимущество сплава 1420 по сравнению с другими алюминиевыми сплавами – малая плотность. У большинства алюминиевых сплавов она колеблется в пределах от 2,64 (для АМгб) до 2,89 г/см³ (для В96ц). Плотность сплава 1420 менее 2,5 г/см³.

Сплав 1420 имеет высокую коррозионную стойкость (после закалки на воздухе), сваривается всеми видами сварки. Сочетание высокой прочности с малой плотностью, свойственное сплаву 1420, определяет большой интерес к нему авиационных конструкторов. Замена сплава Д16 на 1420 в тех или иных узлах самолетов позволяет получить экономию в массе конструкции до 10 %.

Сплав 1420 как и другие сплавы недостаточно технологичен в металлургическом производстве. Очень сильная окисляемость сплава при плавке и литье (связанная с присутствием Li), пониженная пластичность в нагретом и особенно холодном состоянии требуют разработки особых технологических приемов и специального металлургического оборудования.

В конце 70-х - начале 80-х годов XX в. за рубежом и в России были разработаны сплавы нового поколения на основе систем Al – Cu – Li и Al – Cu – Mg – Li, отличающиеся от ранее известных сплавов более низким содержанием Cu, более высоким содержанием Li и высокой чистотой по примесям Fe и Si. Наибольшее распространение получили сплавы 1450, 1440, средний химический состав которых приведен в табл. 3.7.

Таблица 3.7

Средний химический состав сплавов на основе систем
Al – Cu – Li и Al – Cu – Mg – Li

Сплав	Компоненты, %					Примеси, %		
	Cu	Mg	Li	Zr	другие компо- ненты	Fe	Si	Na
1450	3,0	–	2,05	0,11	Ce, Ti, Be	<0,15	<0,1	< 0,0008
1440	1,55	0,85	2,35	0,12	Ti, Be	<0,15	<0,1	< 0,0008

Упрочняющими фазами при старении сплава 1450 служат метастабильные фазы δ' (Al_3Li), θ' (Al_2Cu) и фаза T_1 (Al_2CuLi). Максимальное упрочнение сплавов этой системы наблюдается после старения при 150...200 °С. В сплавах 1440, относящихся к четверной системе Al – Cu – Mg – Li, упрочняющими при старении являются фазы δ' (Al_3Li), S' (Al_2CuMg) и S'' (Al_2CuMg). S' и S'' – метастабильные фазы, образующиеся в качестве промежуточных при выделении из пересыщенного твердого раствора равновесной фазы S .

Все сплавы этих систем подвергают закалке с температуры 530...540 °С в холодной воде и последующему искусственному старению. В зависимости от вида полуфабрикатов и требуемых свойств применяют различные режимы старения: например, для сплава 1450 – 160 °С, 30 ч или 120 °С, 20 ч + 170 °С, 10 ч и др.; для сплава 1440 – 140...150 °С, 24 ч и др.

Сплав 1450 – один из наиболее прочных Al – Li сплавов, по комплексу характеристик статической (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ) и динамической (МЦУ, K_{1c}) прочности не уступает сплаву В95, имея более низкую плотность и более высокий модуль упругости, он показывает также удовлетворительную коррозионную стойкость аналогичную коррозионной стойкости сплава В95пчТ2.

Сплавы 1440 и 1441 близки по характеристикам статической и динамической прочности к лучшему, наиболее трещиностойкому сплаву Д16 (Д16ч) при меньшей плотности и более высоком модуле упругости, не уступая сплаву Д16 по коррозионной стойкости. Обшивочные листы сплава 1441 успешно применяются в гидросамолетах Бе-103 и Бе-200 (рис. 3.6).

Одним из важных факторов дальнейшего прогресса самолетостроения является широкое внедрение Al – Li сплавов, в частности сплава 1450 вместо В95 и сплавов 1440 и 1441 вместо Д16 (Д16ч).



Рис. 3.6. Гидросамолет Бе-103, обшивка из листов сплава 1441

Следует отметить, что широкое внедрение новых Al – Li сплавов 1450, 1440, как и в случае сплава 1420, связано со значительными технологическими трудностями как при литье (высокая химическая активность расплава), так и при холодной деформации (низкая пластичность, склонность к сосредоточению деформации в полосах скольжения). Сплавы с пониженным содержанием Li (< 2 %), например, сплав 1441, значительно технологичнее. Листы из сплава 1441, в отличие от сплавов 1450 и 1440, могут изготавливаться с использованием рулонной холодной прокатки.

Литейные алюминиевые сплавы. Литейные сплавы должны обладать высокой жидкотекучестью, сравнительно небольшой усадкой, малой склонностью к образованию горячих трещин и пор, хорошими механическими свойствами. Лучшими литейными свойствами обладают сплавы, в структуре которых имеется эвтектика. Образование эвтектики зависит от концентрации легирующих элементов, т.е. их содержание должно быть больше предельной растворимости в алюминии.

В общем случае литейные сплавы на основе алюминия маркируют двумя буквами. Вторая буква указывает элемент, на базе которого получен сплав. Например, «АК» – система Al – Si, «АМ» –

Al – Cu, «АМг» – Al – Mg и т.д. Затем идет число, указывающее содержание элемента. Если сплав легированный, указывают буквенные обозначения элементов и их содержание. Например, АК12М2 – сплав системы Al – Si, с содержанием 12 % Si и 2 % Cu. АМг4К – система Al – Mg с содержанием 4 % Mg и 1 % Si.

В конце марки может стоять буква, характеризующая особенности данного сплава: «ч» – чистый; «пч» – повышенной чистоты; «оч» – особой чистоты; «л» – литейные сплавы; «с» – селективный.

Силумины. Широкое применение имеют сплавы Al – Si, получившие название *силумины*. Их состав близок к эвтектическому сплаву, поэтому они обладают высокими литейными свойствами.

Наибольшее распространение среди силуминов получил сплав АК12 (АЛ2), который содержит в структуре эвтектику ($\alpha + \beta$), где β -фаза – кристаллы Si. При затвердевании эвтектики Si выделяется в виде крупных кристаллов игольчатой формы. Сплав с такой структурой обладает невысокой прочностью и малой пластичностью.

Для измельчения структуры эвтектики и размеров кристаллов Si силумины подвергают модифицированию, т.е. в жидкий расплав вводят соединения NaF и NaCl в количестве ~2 % от массы жидкого сплава. После модифицирования структура состоит из мелкодисперсной эвтектики и мелкозернистых кристаллов Si. Сплав не подвергают упрочняющей термической обработке.

Сплавы АК7, АК9 дополнительно легируют Mg и подвергают упрочнению термической обработкой, состоящей из закалки и искусственного старения, при этом в 2 раза повышается предел прочности. Упрочняющей фазой в этих сплавах служит фаза Mg_2Si .

Силумины легко обрабатываются резанием, хорошо свариваются. Их используют для изготовления корпусов, картеров, блоков цилиндров двигателей и т.д. (рис. 3.7).

Сплавы алюминий – медь. К литейным также относятся сплавы алюминия с Cu, отличающиеся от дуралюминов более высоким содержанием Cu (сплавы АК12М2, АМ5). Эти сплавы подвергаются упрочнению после закалки и искусственного старения. Они сохраняют высокие механические свойства при повышенных температурах и хорошо обрабатываются резанием. Литейные свойства сплавов невысокие, поэтому их используют для отливок небольших деталей простой формы. Кроме этого они имеют

склонность к хрупкому разрушению вследствие выделения по границам зерен грубых включений CuAl_2 и $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. В сплаве АЛ19 образуются еще такие соединения, как $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ и Al_3Ti . Присутствие в твердом растворе марганца и образование интерметаллидных фаз по границам зерен повышает жаропрочность этого сплава, а Ti способствует измельчению зерна. Эти сплавы применяют для изготовления арматуры, кронштейнов и т.д.

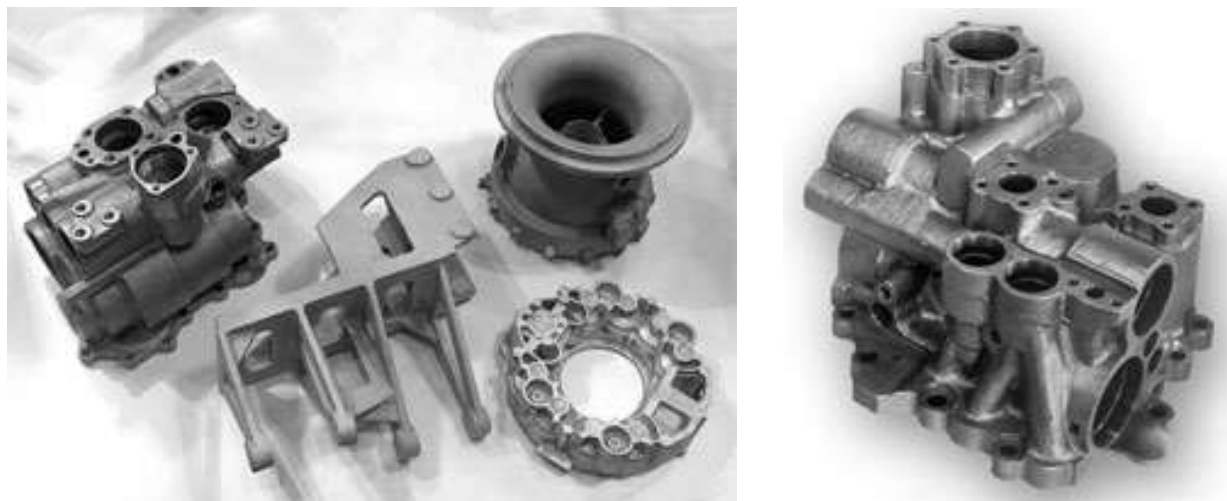


Рис. 3.7. Примеры фасонного литья из алюминиевых сплавов

Сплавы алюминий – магний. Сплавы АМг5К, АМг10 также имеют низкие литейные свойства из-за отсутствия в структуре эвтектики. Однако они обладают хорошей коррозионной стойкостью, повышенными механическими свойствами и обрабатываются резанием. Добавка Ве уменьшает окисляемость расплава.

Структура этих сплавов представляет собой α -твердый раствор и интерметаллидную фазу Al_3Mg_2 , которая в виде крупных частиц располагается по границам зерен и вызывает охрупчивание. Чтобы избежать этого, сплавы после закалки от 430°C выдерживают в масле ($40\dots50^\circ\text{C}$) в течение $12\dots20$ часов для растворения частиц Al_3Mg_2 в α -твердом растворе. Из этих сплавов изготавливают детали для судостроения и авиации.

Сплавы, получаемые методом порошковой металлургии. Методами порошковой металлургии производят две группы алюминиевых сплавов: САП – спеченные алюминиевые порошки, и САС – спеченные алюминиевые сплавы. Эти группы сплавов как по технологии получения, так и по механическим характеристикам имеют свои особенности.

Спеченные алюминиевые порошки (САП). Для изготовления изделий используют алюминиевую пудру и мелкодисперсную Al_2O_3 (табл. 3.8), которые тщательно перемешивают, засыпают в пресс-формы и прессуют под давлением, а затем проводят спекание при температуре 600 °С. Поскольку оксид алюминия не растворяется в алюминиевой основе и не укрупняется, то эти сплавы имеют хорошую жаропрочность, прочность, высокую коррозионную стойкость, хорошую тепло- и электропроводность, сопротивление истиранию. Свойства изделий из САП зависят в основном от объемного содержания Al_2O_3 и степени дисперсности алюминиевой пудры.

САП применяют вместо нержавеющей сталей для изготовления деталей и узлов в малонагруженных конструкциях, эксплуатируемых продолжительно при температуре 300...500 °С. Сплавы легко обрабатываются резанием.

Таблица 3.8

Химический состав и свойства спеченных
алюминиевых порошков

Марка	Полуфабрикат	Темп. испытания	Кол-во Al_2O_3 , %	Механические свойства			
				σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ
САП-1	Прутки, полосы	20	6...9	260...300	200...240	8...12	85
		300		160...180	120...140	3...7	
		500		50...70	50...60	2...6	
	Листы	20	320...340	280...300	3...4	—	
		300	90...120	—	10...14		
		500	30...40	—	6...8		
САП-2	Прутки, полосы	20	9...13	320-360	210...250	6...8	100
		300		170-180	150...160	4...6	
		500		80-90	80...90	2...3	
САП-3	Прутки, полосы	20	13...18	380-450	320...360	3...6	120
		300		190-210	140...160	4...7	
	Штамповка	20	370-390	320...330	6	100	
		350	120-130	100...110	8		
		500	70-80	50...60	6		

Спеченные алюминиевые сплавы (САС). Сплавы состоят из спеченного легированного алюминиевого порошка или гранул. Для САС характерны или высокая прочность, или хорошая жаропрочность, или низкий коэффициент линейного расширения, или низкий коэффициент трения. Изменение свойств зависит от содержания легирующих элементов. В зависимости от легирующих компонентов САС подразделяются на три группы.

Первая группа содержит Mn, Cr, Zr, Ti. В результате технологических нагревов под горячее прессование и экструзию они распадаются с выделением дисперсных интерметаллидных фаз, что приводит к повышению прочности.

Вторая группа САС легирована Fe, Ni и Co. Большая скорость охлаждения частиц порошка обеспечивает образование гетерогенной (неоднородной) структуры, т.е. интерметаллидные фазы находятся в дисперсном состоянии и равномерно распределены.

Третью группу САС составляют гранулированные сплавы, полученные из алюминиевых сплавов, содержащих Pb, Sn, Cd.

Полуфабрикаты из САС получают, нагревая сначала порошки и гранулы в алюминиевой оболочке, а затем подвергая горячему прессованию и экструзии. Для сплавов первой и второй групп этот процесс проводится при температуре 400...500 °С, что обеспечивает создание необходимой структуры и получение требуемых свойств.

Применяют САС для деталей, работающих в паре со сталью при температуре 20...200 °С, которые требуют сочетания низкого коэффициента линейного расширения и малой теплопроводности.

4. ТИТАН И ЕГО СПЛАВЫ

Титан – металл IV группы периодической системы Д. И. Менделеева с атомным номером 22, атомной массой 47,3, относится к переходным элементам. Плотность титана – $4,505 \text{ г/см}^3$, температура плавления – $1668 \pm 4 \text{ }^\circ\text{C}$. Модуль упругости почти в два раза меньше, чем у железа и никеля и составляет 112 ГПа. Коэффициент теплопроводности – $18,85 \text{ Вт/(м} \times \text{К)}$ (почти в 13 раз ниже, чем у алюминия и в 4 раза ниже, чем у железа). Низкий коэффициент линейного термического расширения – $8,15 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$. Удельное электросопротивление титана – от 0,0042 до 0,008 Ом \times м в зависимости от содержания примесей. Титан – парамагнитный металл, химически стоек. Он интенсивно реагирует лишь с четырьмя неорганическими кислотами: плавиковой, соляной, серной и ортофосфорной. Титан стоек в тех средах, которые не разрушают защитную оксидную пленку на его поверхности, и особенно в тех средах, которые способствуют ее образованию. Титан устойчив в разбавленной серной кислоте, во влажной хлорной атмосфере, в царской водке и многих других агрессивных средах. Титан отличается высокой коррозионной стойкостью в морской воде.

Удельная прочность высокопрочных титановых сплавов выше, чем у прочных сталей. Сплавы титана удовлетворительно обрабатываются, прокатываются и штампуются при обычных температурах, хорошо свариваются. Поэтому титан и его сплавы широко применяются для изготовления деталей и механизмов самолетов, вертолетов и другой авиационной техники (рис. 4.1).

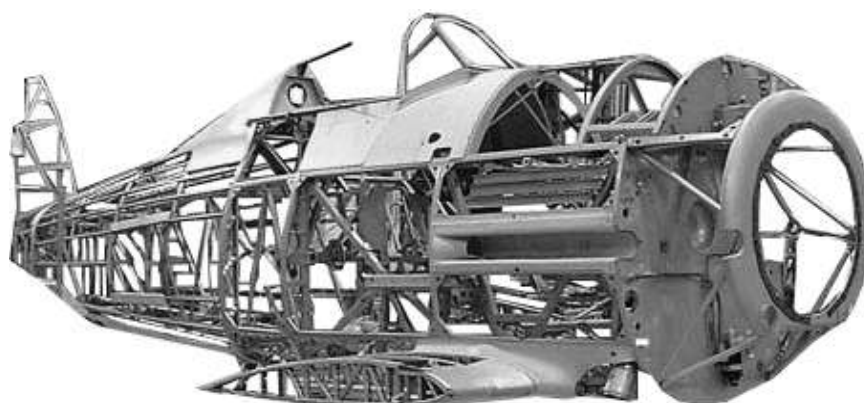


Рис. 4.1. Титановые детали самолета

К недостаткам титана относятся высокая стоимость производства, низкое значение модуля упругости, активное взаимодействие при высоких температурах со всеми атмосферными газами, склонность титана к водородной хрупкости.

Титан имеет две полиморфные модификации: низкотемпературную модификацию α -Ti, устойчивую до 882 °С, (ГП решетка с периодами $a = 0,296$ нм, $c = 0,472$ нм, отношение $c/a = 1,587$, на 2,9 % меньше, чем у идеальной решетки) и высокотемпературную β -Ti, устойчивую выше 882 °С (ОЦК решетка с периодом $a = 0,332$ нм).

Технический титан маркируют в зависимости от содержания примесей VT1-0 (сумма примесей < 0,55 %), VT1-00 (сумма примесей < 0,4 %).

Механические свойства титана существенно зависят от примесей. Особенно сильно влияние кислорода, водорода, углерода и азота, которые образуют с титаном твердые растворы внедрения и промежуточные фазы: оксиды, гидриды, карбиды и нитриды. Это повышает его характеристики прочности при одновременном снижении пластичности. Поэтому содержание этих примесей в титане ограничено сотыми и даже тысячными долями процента. Опасность водородной хрупкости, особенно в напряженных сварных конструкциях ограничивает содержание водорода. В техническом титане оно находится в пределах 0,008...0,012 %.

Взаимодействие титана с легирующими элементами. Легирующие элементы в титановых сплавах характеризуются по их влиянию на температуру полиморфного превращения.

Элементы, которые повышают температуру полиморфного превращения и расширяют область существования α -модификации, называются *α -стабилизаторами*. В эту группу входят Al, Ga, Se, La, C, O, N (рис. 4.2 а, б).

Элементы, которые понижают температуру полиморфного превращения и расширяют область существования β -модификации, называются *β -стабилизаторами*. В эту группу входят Mo, V, Nb, Ta, Zr, Hf, W, Cr, Mn, Fe, Co, Si, Ag.

β -стабилизирующие элементы, в свою очередь, подразделяются на три подгруппы:

1 – элементы, которые образуют непрерывный ряд твердых растворов с α - и β -модификациями титана. Такими элементами

являются Zr и Hf. При малом содержании они существенно не влияют на температуру $\beta \rightarrow \alpha$ превращения и являются «нейтральными» упрочнителями. При большом содержании этих элементов в сплаве (40...50 %) температура полиморфного превращения снижается весьма существенно (до 550 °С) (рис. 4.1, в).

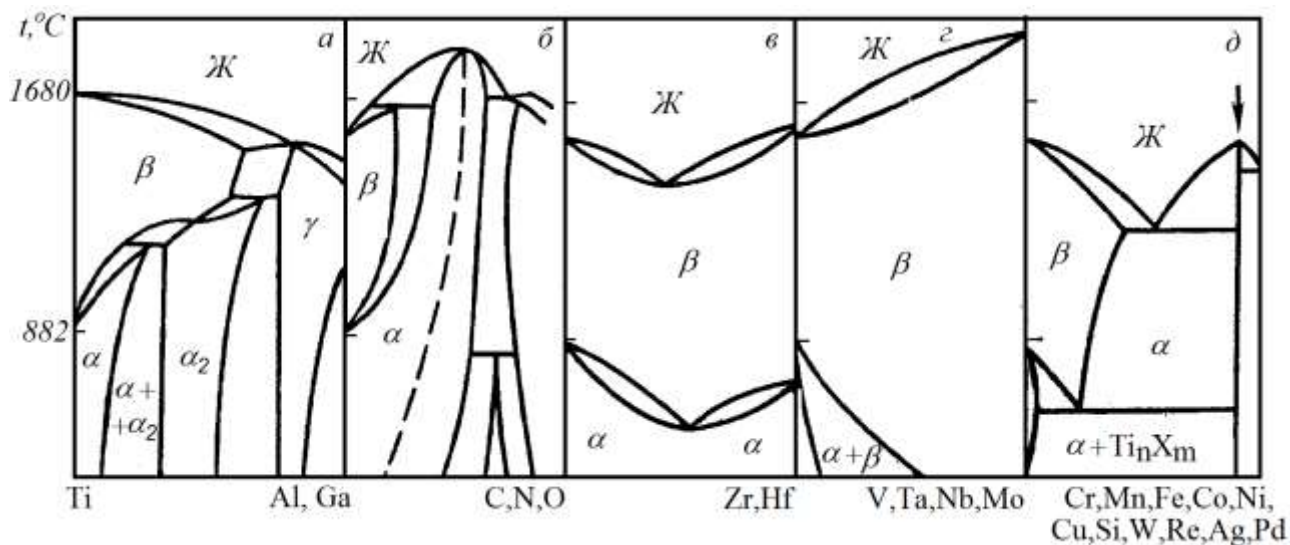


Рис. 4.2. Взаимодействие титана с легирующими элементами.

2 – элементы, изоморфные β -модификации титана, которые образуют с β -Ti непрерывный ряд твердых растворов и ограниченно растворяются в α -Ti: Ta, Nb, V, Mo (рис. 4.1, з). При их достаточно высокой концентрации β -структура сохраняется до комнатных температур.

3 – элементы, которые ограниченно растворяются как в β -, так и в α -модификациях титана. При их содержании сверх предела растворимости они образуют с титаном интерметаллидные соединения. При охлаждении из β -области распад β -твердого раствора на α -твердый раствор и интерметаллид происходит по эвтектоидной реакции, в связи с чем элементы такого типа получили название *эвтектоидообразующих*. К ним относятся: Cr, Mn, Fe, Ni, Co, Si, Cu, W, Re (рис. 4.1, д).

Большинство промышленных титановых сплавов легированы Al. В системе Ti – Al в богатой титаном области (рис. 4.3) образуются два интерметаллида Ti_3Al (α_2 -фаза) и $TiAl$ (γ -фаза). Фаза α_2 (Ti_3Al) имеет гексагональную кристаллическую структуру типа $D0_{19}$, близкую к решетке α -фазы, но отличается от нее упорядоченным расположением атомов титана и алюминия. Фаза γ (Ti_3Al) обладает

упорядоченной тетрагональной искаженной гранцентрированной структурой типа $L1_0$, аналогичной сверхструктуре CuAu, в которой слои, упакованные атомами титана, чередуются со слоями, занятыми атомами Al.

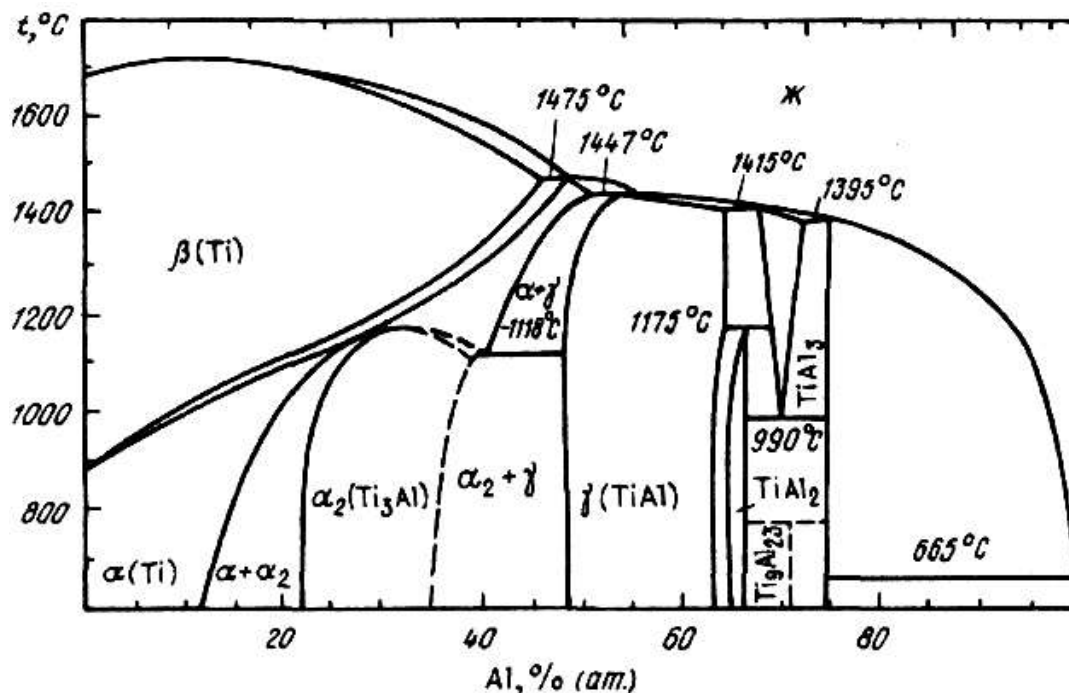


Рис. 4.3. Диаграмма состояния системы Ti – Al

В богатой титаном области происходят два перитектических превращения: $\beta + L \rightarrow \alpha$ (при 1475 °С) и $\beta + \alpha \rightarrow \gamma$ (при 1447 °С). При более низкой температуре (1118 °С) наблюдается эвтектоидный распад α -фазы по схеме $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$.

Классификация титана и его сплавов. Классификация титановых сплавов основана на структуре, которая формируется в них при термической обработке. По структуре, которая формируется в них по принятым в промышленности режимам термической обработки, различают:

- 1) α -титановые сплавы, структура которых представлена α -фазой;
- 2) псевдо- α -сплавы, структура которых представлена в основном α -фазой и небольшим количеством β -фазы (не более 5%);
- 3) ($\alpha + \beta$)-сплавы, структура которых представлена в основном α - и β -фазами;
- 4) псевдо- β -сплавы со структурой в отожженном состоянии, представленной α -фазой и большим количеством β -фазы; в этих

сплавах закалкой или нормализацией с температур β -области можно легко получить однофазную β - структуру;

5) β -сплавы, структура которых представлена термодинамически стабильной β -фазой;

6) Сплавы на основе интерметаллидов.

По структуре в закаленном состоянии титановые сплавы подразделяют на:

1) сплавы мартенситного класса, структура которых после закалки с температур β -области состоит из α' - или α'' -мартенсита;

2) сплавы переходного класса, структура которых после закалки с температур β -области состоит из мартенсита α' (α'') и β -фазы;

3) β -сплавы, структура которых после закалки состоит из β - или β (ω)-фаз.

По свойствам в закаленном состоянии сплавы мартенситного класса подразделяют на две подгруппы:

1) сплавы, твердеющие при закалке (со структурой α') и

2) сплавы, мягкие после закалки (со структурой α'').

По способу получения различают деформируемые и литейные титановые сплавы.

Маркировка титановых сплавов. Отечественные титановые сплавы обычно маркируют буквой, отражающей наименование организации-разработчика, и цифрой, соответствующей порядковому номеру сплава. Марка ВТ означает «ВИАМ титан»; ОТ - опытный титан; это сплавы, разработанные совместно ВИАМом и Верхнесалдинским металлургическим производственным объединением (в настоящее время корпорация ВСМПО – АВИСМА); ПТ - «Прометей титан», сплавы, разработанные ЦНИИ КМ «Прометей». Иногда марка сплава содержит дополнительные буквы; У - улучшенный; М - модифицированный; И - специального назначения; Л - литейный сплав, кт - криогенного назначения, ч - повышенной чистоты, с - специально предназначенный для сварных соединений.

Сплавы США общего назначения, поставляемые по стандартам ASTM (Американского общества испытаний материалов), маркируют словом сорт (*Grade*) и порядковым номером. Сплавы авиационного назначения, поставляемые по AMS (спецификации авиационных материалов), обозначают цифрами и буквенными индексами, которые характеризуют номинальный состав сплава.

Сплавы Германии в соответствии с германским стандартом DIN и стандартом авиационных материалов WL обозначают индексом Ti, а далее указывают буквы и цифры, характеризующие номинальный химический состав сплава; сорт технического титана маркируют условными номерами.

В национальном стандарте Китая технический титан и α -сплавы маркируют буквами TA; псевдо- α - и ($\alpha + \beta$)-сплавы – TC, β -сплавы – TB; после буквенных обозначений указывают условный номер сплава.

Деформируемые титановые сплавы. Промышленные α -титановые сплавы можно подразделить на три группы.

Первая группа – двойные сплавы системы Ti – Al. Из сплавов этой группы в промышленном масштабе применяется сплав BT5, содержащий кроме титана 5 % Al. Этот сплав один из первых отечественных промышленных сплавов, разработан ВИАМом в начале 1950-х гг. Он отличается более высокими прочностными свойствами по сравнению с титаном, но его технологичность невелика. Сплав деформируется только в горячем состоянии. В настоящее время он применяется только для фасонного литья, в этом случае его маркируют как BT5Л. Из титановых сплавов его считают наилучшим для применения при криогенных температурах и рекомендуют для изготовления деталей, работающих до температуры жидкого водорода. При применении этого сплава для работы при криогенных температурах содержание примесей внедрения должно быть сведено к минимуму, так как они вызывают хладноломкость. Состав сплава с пониженным содержанием примесей внедрения обозначают BT5-1кт.

К этой же группе относится сплав ПТ-7М, легированный в среднем 2,25 % Al и 2,5 % Zr. Сплав разработан ЦНИИ «Прометей» в 1950-х гг. Хорошо деформируется в горячем и холодном состояниях, хорошо сваривается всеми видами сварки. Применяется для изготовления трубопроводов, работающие при комнатной и повышенных (до 400...450 °С) температурах в агрессивных средах.

Вторая группа – сплавы, легированные, кроме Al, нейтральными упрочнителями: Sn и Zr. Эти элементы улучшают технологические свойства сплавов системы Ti – Al, замедляют их окисление и повышают сопротивление ползучести. Из сплавов этой группы наибольшее распространение имеет сплав BT5-1,

содержащий около 5 % Al и 2,5 % Sn. Этот сплав обладает значительной прочностью, мало чувствителен к надрезу, имеет удовлетворительный предел выносливости, сохраняет значительную жаропрочность до температур, не превышающих 450 °С; хорошо сваривается без охрупчивания шва и околошовной зоны. Сплав термически стабилен, термической обработкой не упрочняется.

Третья группа – дисперсионно твердеющие α -сплавы. К ним относится английский сплав Ti + 2 % Cu. В отожженном и закаленном состоянии сплав малопрочен и пластичен и имеет такую же технологичность, как и технический титан. При старении сплав упрочняется на 30...50 % за счет дисперсионного твердения и приобретает $\sigma_b = 750...800$ МПа. Из сплава изготавливают листы и полосы. Этот сплав сваривается, причем пластичность сварного соединения практически такая же, как у основного металла.

Псевдо- α -сплавы можно подразделить на четыре группы.

Первая группа – сплавы, в которые кроме Al введены эвтектоидообразующие β -стабилизаторы в количествах, близких к их предельной растворимости. Структура этих сплавов при комнатной температуре представлена α -фазой и небольшим количеством (1...5 %) β -фазы. Эту группу представляют сплавы системы Ti – Al – Mn (OT4; OT4-0; OT4-1). При близком оптимальном содержании марганца в этих сплавах меняется концентрация алюминия, что позволяет получить большой диапазон свойств.

Сплавы серии AT (пятикомпонентная система Ti – Al – Cr – Fe – Si) также образуют цепочку составов: при постоянной концентрации суммы элементов Cr, Fe, Si (примерно 1,5%) они имеют переменное содержание Al. Например, сплав AT3 содержит 3%, AT4 – 4%, AT6 – 6% Al. В сплавах этой серии нет дефицитных легирующих элементов. Сплавы серии AT обладают достаточно высоким временным сопротивлением разрыву при удовлетворительной пластичности; они более жаропрочны, чем сплавы системы Ti – Al – Mn, но менее технологичны.

Вторую группу составляют сплавы, легированные Al и небольшими добавками изоморфных β -стабилизаторов. Сюда относятся сплавы серии OT4У – OT4В: (OT4У; OT4-0У; OT4-1У; OT4В; OT4-1В), отличающиеся от сплавов типа OT4 заменой Mn на V. Содержание V в сплавах серии OT4У (OT4В) выбрано большим, чем Mn в OT4, потому что первый элемент оказывает менее

интенсивное β -стабилизирующее действие, чем второй. Сплавы системы Ti – Al – V отличаются от сплавов Ti – Al – Mn меньшей склонностью к водородной хрупкости и вместе с тем обладают такой же высокой технологичностью при обработке давлением, как и сплавы серии OT4.

Третья группа – это комплексно легированные сплавы, содержащие Al, β -стабилизаторы и нейтральные упрочнители. К этой группе принадлежат сплавы VT20 и VT18У.

Сплав VT20 разрабатывался как более прочный листовой сплав по сравнению с VT5-1. Гарантированное временное сопротивление разрыву листов из сплава VT20 составляет 950 вместо 750 МПа для сплава VT5-1 при практически одинаковом относительном удлинении и поперечном сужении.

Сплав VT18У относится к наиболее жаропрочным титановым сплавам; он может длительно работать при температурах 550...600 °С. Высокая жаропрочность сплава обусловлена большим содержанием Al, Zr и Sn. Повышению характеристик жаропрочности способствуют также небольшие количества Mo и Nb. Сплав легирован также Si, существенно повышающим жаропрочность. В отличие от других псевдо- α -сплавов сплав VT18 плохо сваривается.

К четвертой группе можно отнести сплавы, легированные нейтральными упрочнителями (обычно Zr) и β -стабилизаторами (Nb, V, Mo) в количествах, близких к их предельной растворимости в α -фазе. Большинство псевдо- α титановых сплавов применяют в отожженном состоянии.

Деформируемые ($\alpha+\beta$)-сплавы. Сплавы ($\alpha+\beta$)-класса в отожженном состоянии содержат примерно от 5 до 60 % β -фазы, поэтому они обладают более широким диапазоном механических свойств. Эти сплавы обладают способностью к термическому упрочнению путем закалки и старения, что дает большие возможности регулирования их свойствами.

По типу легирующих элементов ($\alpha + \beta$)-сплавы можно разбить на четыре группы.

К первой группе относятся сплавы, легированные Al и изоморфными β -стабилизаторами. Классическим сплавом этого типа является VT6 и родственные ему зарубежные сплавы титана с 6 % Al и 4 % V.

Сплавы типа VT6 (Ti – 6Al – 4V) выпускается нескольких

модификаций, отличающихся содержанием Al, V и примесей (BT6; BT6с; BT6к; BT6кт; BT6ч); литейный вариант BT6Л.

BT6 является сплавом средней прочности (в отожженном состоянии). Al упрочняет α - и β -фазы; V стабилизирует β -фазу и затрудняет образование α_2 -сверхструктуры в α -фазе. Обладает высоким комплексом прочностных, технологических и служебных свойств. Максимальная рабочая температура 350 °С. Сплав с пониженным содержанием примесей (BT6кт) применяют при криогенных температурах (до -196 °С). Сплав применяют в отожженном и термически упрочненном состоянии. В отожженном сплаве содержится около 10 % β -фазы. Закалка и старение повышают уровень прочности примерно на 15...20 % при сохранении достаточно высокой пластичности. Сплав обладает высокой технологичностью при обработке давлением, хорошими литейными свойствами, сваривают всеми видами сварки. Выпускается в виде листов, лент, фольги, плит, поковок и штамповок, профилей, проволоки. Применяется для изготовления деталей авиационных двигателей (статоров, кожухов компрессора низкого давления) и планера самолета, деталей ракет, деталей крепления, в химическом машиностроении, в изделиях бытовой техники, спортивного инвентаря, деталей и элементов конструкций, работающих в воде; хирургических имплантатов (рис. 4.4). Около 50 % используемого в авиакосмической промышленности титана приходится на сплав BT6.

Сплавы этой группы, например BT14 и BT16, могут содержать не один, а несколько изоморфных β -стабилизаторов.

Сплав BT14, относящийся к системе Ti – Al – Mo – V, в отожженном состоянии имеет двухфазную ($\alpha + \beta$)-структуру, причем содержание β -фазы составляет около 10 %. После закалки с температур выше A_{c3} структура сплава представлена α' -фазой, так что по структуре в закаленном состоянии сплав BT14 относится к мартенситному классу.

Сплав BT16 относится к той же системе Ti – Al – Mo – V, что и сплав BT14, но отличается от него меньшим содержанием Al и большим содержанием β -стабилизаторов. По сравнению со сплавом BT14 в структуре сплава BT16 в отожженном состоянии больше β -фазы (10 % в первом и 25...30 % во втором). По структуре в закаленном состоянии сплав BT16 относится к мартенситному классу.



Рис. 4.4. Титановые детали в проекте самолета Boeing 787

Сплав ВТ14 предназначен для изготовления штамповочных конструкций, длительно работающих до 350...400 °С, конструкции из труб, деталей крепления, а из сплава ВТ16 изготавливают крепежные и другие резьбовые детали диаметром не более 40 мм, длительно работающие при температурах до 300 °С (без ограничения ресурса до 130 °С).

К второй группе относятся сплавы, легированные Al, изоморфными и эвтектоидообразующими β-стабилизаторами, представленными как переходными, так и непереходными элементами (обычно Si). Отличие сплавов этой группы от предыдущих заключается в том, что при повышенных температурах β-фаза в них может распадаться по эвтектоидной реакции, что вызывает их охрупчивание. Высоколегированные сплавы этой группы содержат много β-фазы (до 50 % в отожженном состоянии). Сплав ВТ22 относится к сильнолегированным высокопрочным сплавам системы Ti – Al – V – Mo – Cr – Fe. Структура и свойства сплава ВТ22 сильно зависят от колебания химического состава. В зависимости от содержания легирующих элементов его структура после закалки из β-области может быть представлена или одной β-

фазой, или β -фазой и мартенситом α' . Таким образом, по структуре в закаленном состоянии – это сплав переходного класса.

Структура отожженного сплава ВТ22 представлена примерно равными количествами α - и β -фаз, поэтому он относится к самым прочным титановым сплавам в отожженном состоянии. Его прочностные свойства в отожженном состоянии такие же, как у сплавов ВТ6, ВТ3-1, ВТ14 после закалки и старения. Это открывает новые возможности использования титановых сплавов в крупногабаритных изделиях, когда упрочняющая термическая обработка затруднена.

Сплав ВТ22 предназначен для изготовления поковок, штамповок, прутков, профилей, труб, плит, удовлетворительно сваривается сваркой плавлением и контактной сваркой. Из сплава ВТ22 изготавливают высоконагруженные детали и конструкции, длительно работающие до температур 350...400 °С.

Третью группу составляют сплавы, легированные Al, изоморфными стабилизаторами, Si и иногда нейтральными упрочнителями (в частности, Zr). Сплавы этой группы содержат много 6...7 % Al, а также Si и Zr, которые, как и Al, повышают сопротивление ползучести и длительную прочность, и поэтому относятся к жаропрочным.

К этой группе относится сплав ВТ8, разработанный в ВИАМе в 1958 г., позднее предложены его модификации: ВТ8-1, ВТ8М, ВТ8М-1. Сплав этой группы ВТ8 легирован Mo, Al и небольшими количествами Si и Zr. Высокое содержание Al и легирование Si обеспечивают более высокие прочностные и жаропрочные свойства по сравнению со сплавом ВТ6. Максимальная рабочая температура 480 °С. Оптимальное сочетание свойств обеспечивает двойной и изотермический отжиг. Содержание β -фазы в отожженном сплаве составляет 10 %. Сплавы этого типа термически упрочняются. Удовлетворительно деформируется в горячем состоянии; технологичность при обработке давлением хуже, чем у сплава ВТ6. Сварка не рекомендуется. Применяется для изготовления деталей ГТД (лопатки и диски компрессора низкого давления, детали крепления; в том числе вентилятора).

Относящийся к этой группе сплав ВТ9 в отличие от ВТ8 дополнительно легирован Zr. Введение циркония в сплавы системы Ti – Al – Mo – Si приводит к повышению прочности почти без

снижения пластичности при сохранении достаточно высокой термической стабильности. Ввиду благоприятного влияния Zr и высокого содержания Al сплав ВТ9 более жаропрочен, чем другие титановые ($\alpha + \beta$)-сплавы. Сплав может работать до температур 500...550 °С.

К четвертой группе относятся сплавы, легированные Al, изоморфными и эвтектоидообразующими β -стабилизаторами, представленными переходными и непереходными элементами. Отличие сплавов этой группы заключается в том, что при повышенных температурах β -фаза в них может распадаться по эвтектоидной реакции, что вызывает их охрупчивание. Поэтому сплавы четвертой группы сохраняют жаропрочные свойства до меньших температур по сравнению со сплавами третьей группы. Типичный представитель этой группы – сплав ВТЗ-1, относящийся к системе Ti – Al – Cr – Mo – Fe – Si.

Сплав ВТЗ-1 обычно подвергают изотермическому отжигу, после которого он приобретает ($\alpha + \beta$)-структуру с содержанием ~15 % β -фазы. Такой отжиг обеспечивает наиболее высокую термическую стабильность и максимальную пластичность. После простого отжига сплав имеет большую прочность, чем после изотермического, но меньшую пластичность и термическую стабильность. Сплав подвергают также двойному отжигу и упрочняющей термической обработке.

Сплав ВТЗ-1 относится к числу наиболее освоенных в производстве сплавов. Он предназначен для длительной работы при 400...450 °С; это жаропрочный сплав с довольно высокой длительной прочностью. Из него поставляют прутки, профили, плиты, поковки, штамповки.

β -титановые сплавы превосходят другие сплавы по своей закаливанию и высокой прочности. Сплавы этой группы легко обрабатываются, им присуща высокая вязкость. Для фиксирования β -фазы при нормальной температуре требуется вводить в титановый сплав в большом количестве элементы с ОЦК решеткой, способные образовывать с β -титаном неограниченные твердые растворы. Введение таких элементов как W, Mo, Nb, V и Ta удорожает сплавы и увеличивает их удельный вес. Однако, высокая прочность, которая может быть реализована в β -сплавах после закалки и старения, в результате выделения из β -твердого раствора дисперсных частиц α -

фазы в сочетании с достаточной пластичностью и вязкостью, привели к появлению в промышленности β -сплавов марок ВТ15, ВТ30, ТС6 и др.

ВТ15 первый отечественный сплав с β -структурой в закаленном состоянии. Отличается невысокой прочностью и большой пластичностью ($\sigma_B = 850 \dots 950$ МПа, $\delta = 20\%$, $\psi = 60\%$), хорошо штампуется. Сплав термически упрочняется: после старения при 450°C предел его прочности достигает 1500 МПа при $\delta \sim 6\%$. Плотность псевдо- β сплавов находится в интервале $4,9 \dots 5,1$ г/см³. В зависимости от химического состава прочность сплавов после старения составляет 1300...1800 МПа. Таким образом, β -титановые сплавы характеризуются высокой удельной прочностью. Промышленные β -сплавы не отличаются хорошей свариваемостью из-за пониженной пластичности в зоне шва в результате распада метастабильной β -фазы. Поэтому высокую прочность псевдо- β сплавов в сварных конструкциях не удастся реализовать.

Применяют β -титановые сплавы ограниченно. Наибольшее распространение в промышленности получил сплав ВТ15. Сплав выпускается в виде прутков, поковок, полос и листов и рекомендуется для длительной работы до 350°C .

Титановые сплавы со стабильной β -фазой из-за сравнительно большой плотности имеют специальное назначение. Так, сплав 4201 системы Ti – Mo, содержащий 33 % Mo, обладает уникальной химической устойчивостью в соляной и серной кислотах. По скорости коррозии в кипящей 20 %-ной соляной кислоте сплав 4201 равноценен Ni – Mo сплаву ЭП496, стоимость которого в 1,5 раза выше, при этом плотность титанового сплава в 1,6 раза меньше. Применение таких титановых сплавов – путь к экономии дефицитных никелевых сплавов. Сплав 4201 применяется в конструкциях, работающих в различных агрессивных средах.

Литейные титановые сплавы. Особенностью литейных сплавов является их хорошая жидкотекучесть, способность заполнять формы сложной конфигурации (рис. 4.5).

Общим недостатком деталей, полученных литьем, является наличие таких дефектов как усадочные поры и ликвации в результате неравномерного отвода тепла при застывании поверхностных зон металла и сердцевины. Трудности производства фасонных отливок из титана обусловлены его высокими скоростями взаимодействия с

формовочными огнеупорными материалами, а также с газами. После разрешения ряда технологических трудностей удалось реализовать высокие литейные свойства титана и его сплавов.

Линейная усадка титановых сплавов составляет около 1 %, а объемная - около 3 %.

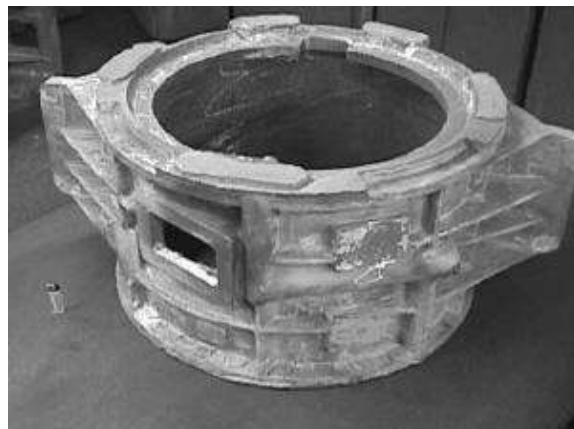
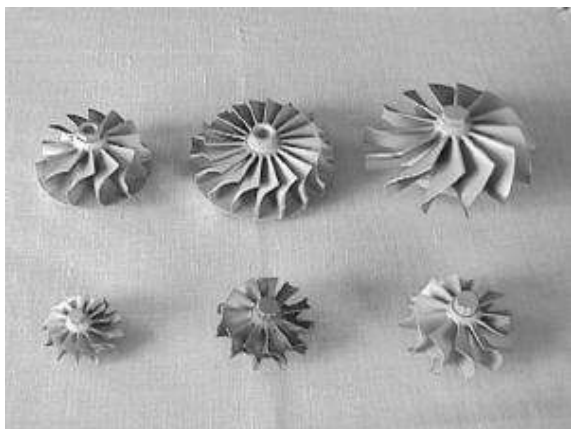


Рис. 4.5. Титановое литье сложнопрофильных изделий

Для фасонного литья применяют технический титан и сплавы марок ВТ1Л, ВТ5Л, ВТ14Л, ВТ21Л и ВТ3-1Л. По составу сплавы ВТ5Л, ВТ14Л, ВТ3-1Л совпадают с аналогичными деформируемыми сплавами, хотя сплав ВТ14Л дополнительно легирован железом и хромом. Сплав ВТ1Л относится к системе Ti – Al – Si, а сплав ВТ21Л – к системе Ti – Al – Zr с небольшим количеством β -стабилизаторов.

В отличие от деформированных сплавов литейные сплавы, хотя и более дешевы, но имеют меньшую прочность и пластичность и, что особенно важно, относительно низкий предел выносливости.

Применение титановых сплавов. Основными областями применения титановых сплавов являются авиация и техника освоения космоса, где требуется высокая удельная прочность материала. Применение титановых сплавов в авиационной и ракетной технике наиболее целесообразно в интервале температур 250...550 °С, когда легкие алюминиевые сплавы уже не могут работать, а стали и никелевые сплавы уступают титановым по удельной прочности. Например, технически чистый титан использовался для теплозащиты двигателей, вместо нержавеющей стали, в гидравлических трубопроводах высокого давления и для крепежных деталей. Титановые заклепки при тех же размерах и той же прочности, что и стальные, являются почти вдвое легкими.

Применение титановых сплавов в самолетостроении, двигателестроении и ракетостроении широко и разнообразно. В настоящее время создание газотурбинных двигателей невозможно без применения титана. В двигателях титан и его сплавы применяются для изготовления лопаток и дисков компрессоров, воздухозаборников, роторов и корпусов компрессоров (рис. 4.6). Замена стальных лопаток компрессора титановыми уменьшает суммарный вес лопаток в двигателе на 40...45 % и на 20...25 % вес дисков. В настоящее время рассматривается возможность замены некоторых рабочих лопаток турбины последних ступеней на титановые вместо жаропрочных никелевых сплавов.

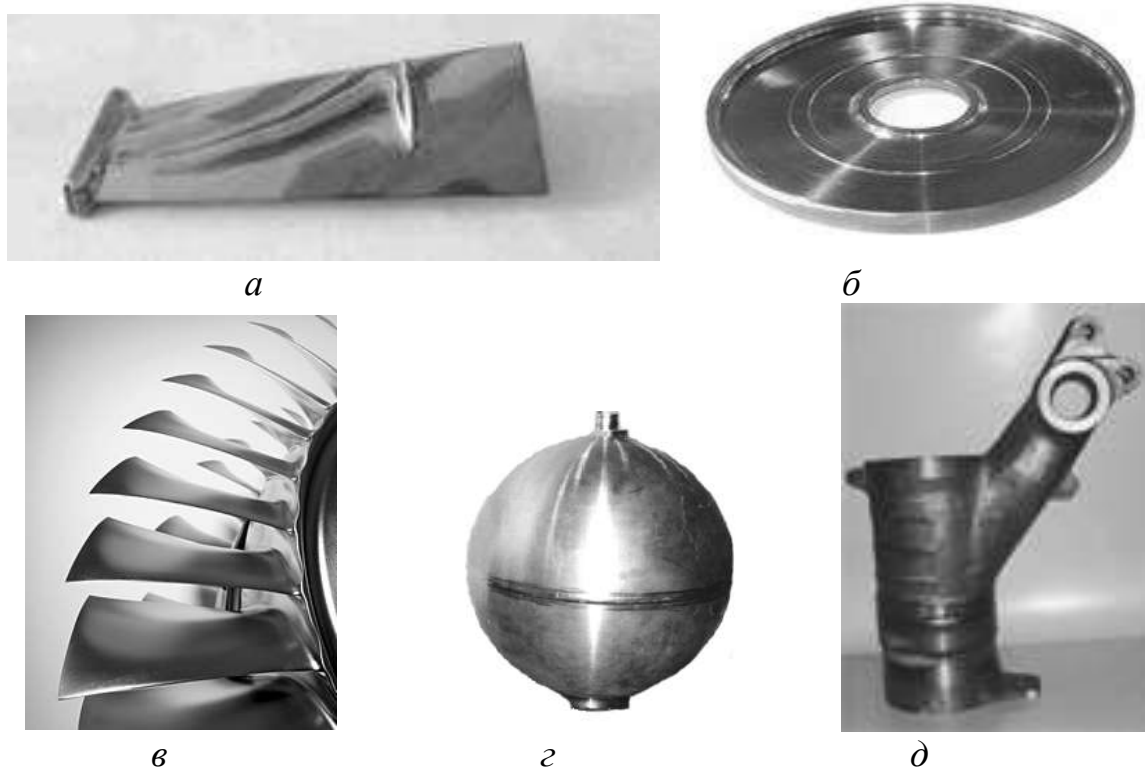


Рис. 4.6. Авиационные изделия из титановых сплавов:

а – лопатка ГТД, *б* – диск ГТД, *в* – диск с лопатками (близк), *г* – сосуд высокого давления, *д* – корпус стойки шасси

В самолетостроении высокотемпературные титановые сплавы применяют на передних кромках плоскостей сверхзвуковых самолетов, так как более дешевый алюминий теряет свою прочность вследствие аэродинамического нагрева; в деталях горизонтального хвостового оперения.

Титановые сплавы применяют для изготовления горячих секций планера, шпангоутов, фюзеляжа, различных панелей, соплового аппарата самолетов вертикального взлета.

5. МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ

Общие сведения. Медь является элементом IV подгруппы Периодической системы Д. И. Менделеева, порядковый номер 29, атомная масса 63,54, температура плавления $-1083\text{ }^{\circ}\text{C}$, плотность при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ – $8,94\text{ г/см}^3$. Медь имеет ГЦК решетку и не имеет полиморфных превращений.

Медь обладает наибольшей (после серебра) электро- и теплопроводностью, поэтому в электротехнике электропроводность меди принята за 100%. Удельное электросопротивление меди составляет $0,017\text{ МкОм}\times\text{м}$.

Удельная теплоемкость меди примерно такая же, как у Fe, модули упругости больше, чем у Al и Mg. Медь – диамагнитный металл с очень небольшой удельной магнитной восприимчивостью.

Чистая медь обладает небольшой прочностью и высокой пластичностью. Механические свойства меди: в литом состоянии – $\sigma_{\text{в}} = 160\text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 35\text{ МПа}$; $\delta = 25\%$; в горячедеформированном состоянии $\sigma_{\text{в}} = 240\text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 95\text{ МПа}$; $\delta = 45\%$. Путем холодного деформирования предел прочности можно повысить до 450 МПа

Химическая активность меди сравнительно невелика. Медь растворяется в минеральных кислотах, в частности в азотной и горячей концентрированной серной. При обычной температуре сухой воздух и вода порознь не действуют на медь, и она сохраняет свой розовато-красный цвет. Во влажном воздухе медь тускнеет из-за образования на ее поверхности темно-красного оксида Cu_2O . В присутствии во влажной атмосфере CO_2 образуется зеленый налет основного карбоната $\text{CuCO}_3 \times \text{Cu}(\text{OH})_2$.

Маркируется медь буквой М, после которой ставятся цифры порядкового номера по ГОСТу, характеризующие степень чистоты, например: М00, М0, М1 и т.д. Основными примесями в меди являются Вi, Sb, Pb, S и O. В зависимости от чистоты медь подразделяют на несколько марок: М00, М0, М0б, М1б, М1, М1р, М2, М2р, М3, М3р (б – бескислородная медь, р – раскисленная медь). Содержание примесей наименьшее в меди марки М00 (99,99 % Cu) и наибольшее в М3 (99,50 % Cu).

Взаимодействие меди с легирующими элементами. Медь образует непрерывные твердые растворы с Au, Ni, Pd, Pt и Mn, однако среди них для легирования используют лишь Ni и Mn.

Элементы, сильно отличающиеся по строению и свойствам от меди (Ti, Pb, Se, Te), полностью не смешиваются с ней даже в жидком состоянии.

Растворимость легирующих элементов подгрупп IIВ – VB в меди уменьшается с увеличением валентности. В меди растворяется, % (ат.): до 39Zn; до 20Ga; до 12Ge и до 6,7As (рис. 5.1). Во всех системах ГЦК решетка α -фазы на основе меди сменяется β -фазой с ОЦК решеткой.

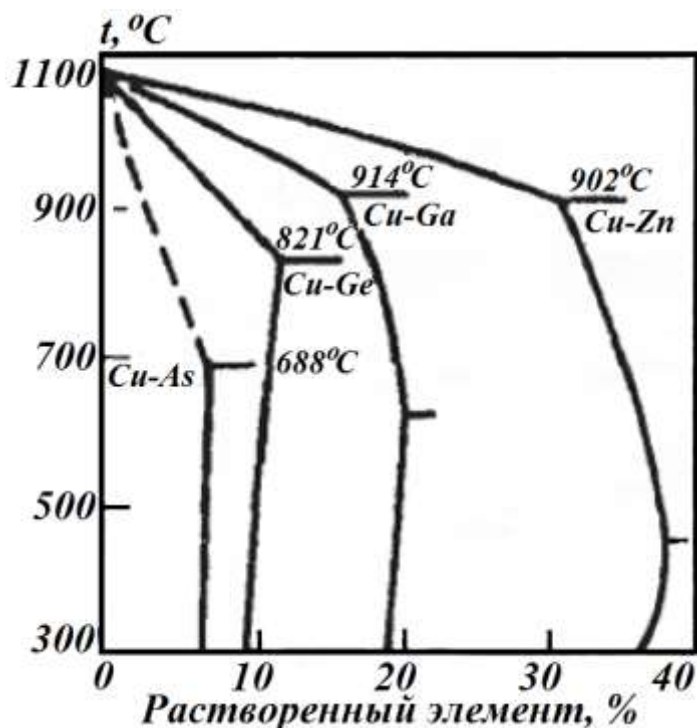


Рис. 5.1. Растворимость Zn, Ga, Ge и As в меди

В сплавах меди встречаются три типа электронных соединений: а) соединения типа β -латуни с электронной концентрацией 3:2; б) соединения типа γ -латуни с электронной концентрацией 21:13 и в) соединения типа ε -латуни с электронной концентрацией 7:4.

Соединения с электронной концентрацией 3:2 имеют ОЦК решетку. Классическим представителем этой группы является соединение CuZn. К этому же типу соединений относятся CuBe, Cu₃Al, Cu₅Si, Cu₅Sn и др.

Соединения типа γ -латуни, образующиеся при электронной концентрации 21:13, имеют сложную кубическую решетку с 52 атомами на элементарную ячейку. К таким соединениям принадлежат Cu₅Zn₈, Cu₅Cd₈, Cu₃₁Zn₈, Cu₉Al₄.

Электронные соединения типа ϵ -латуни, образующиеся при электронной концентрации 7:4, имеют ГП решетку. К электронным соединениям этого типа относятся CuZn_3 , CuCd_3 , Cu_3Sn , Cu_3Si .

Классификация и маркировка медных сплавов. Основными легирующими элементами в сплавах меди являются Zn, Al, Sn, Fe, Si, Mn, Be, Ni. Они повышают прочностные свойства меди, наиболее сильное упрочняющее действие оказывают Si и Al. Пластичность меди повышается при легировании Al, Si, Fe до определенных их концентраций, а затем резко снижается. Zn и Mn мало влияют на пластичность меди, а Sn занимает промежуточное положение между этими двумя группами легирующих элементов.

Медные сплавы подразделяются на *латуни*, *бронзы* и *медноникелевые сплавы*. Они могут быть *деформируемыми* и *литейными*, а также *термически упрочняемыми* и *термически неупрочняемыми*.

Латунями называют сплавы меди, в которых главным легирующим элементом является Zn. Их маркируют буквой Л и числами, характеризующими среднее содержание легирующих элементов. Например, латунь Л80 содержит 80 % Cu и 20 % Zn. Если латунь помимо Zn легирована другими элементами, то после буквы Л ставят условное обозначение этих элементов: С – Pb, О – Sn, Ж – Fe, А – Al, К – Si, Мц – Mn, Н – Ni. Цифры после букв указывают среднее содержание каждого легирующего элемента в латуни, кроме Zn. Содержание цинка определяется по разности до 100 %. Так, например, в латуни ЛАН-59-3-2 содержится 59 % Cu, 3 % Al, 2 % Ni и остальное (36 %) Zn.

В марке литейной латуни указывают не содержание меди, а содержание Zn, причем содержание легирующих элементов указывают не в конце марки, а после буквы, обозначающей элемент.

Бронзами называют все сплавы меди, кроме латуней и медноникелевых сплавов. По основным легирующим элементам их подразделяют на *оловянные*, *алюминиевые*, *бериллиевые*, *свинцовые*, *кремнистые* и т.д.

Бронзы маркируют буквами Бр, а затем указывают основные легирующие элементы и их содержание в сплаве, так же как для латуней. Zn в бронзах может присутствовать в качестве неосновного легирующего элемента и маркируется буквой Ц, из других элементов Р – Ф, Ве – Б, Сг – Х. Так, например, деформируемая бронза

БрАЖМц-10-3-1,5 легирована 10 % Al, 3 % Fe и 1,5 % Mn; остальное – медь. Если составы литейной и деформируемой бронз перекрываются, то в конце марки литейной латуни стоит буква Л, например БрА9Ж3Л.

Латуни. Из медных сплавов латуни получили наиболее широкое распространение, благодаря сочетанию высоких механических и технологических свойств. Из них изготавливают различные полуфабрикаты и детали машин, приборы теплотехнической и химической аппаратуры, змеевики, сифоны, гайки, болты, втулки и др. (рис. 5.2)

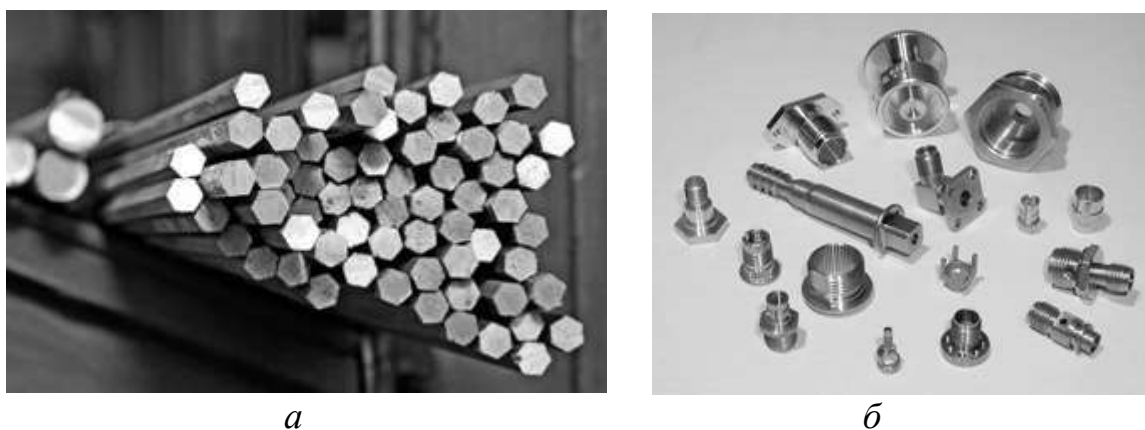


Рис. 5.2. Различные профили (а) и крепежные изделия (б) из латуни

Структура и свойства латуней определяется диаграммой состояния Cu – Zn (рис. 5.3).

По структуре сплавы системы Cu – Zn разделяют на:

- 1) однофазные α -латуни, содержащие до 39 % Zn (это предельная растворимость Zn в меди);
- 2) двухфазные ($\alpha + \beta$)-латуни, содержащие до 46 % Zn;
- 3) однофазные β -латуни, содержащие до 50 % Zn.

Однофазные α -латуни пластичны, хорошо обрабатываются резанием и давлением при температурах ниже 300 °C и выше 700 °C (в интервале от 300 до 700 °C – зона хрупкости). С увеличением содержания Zn прочность латуней повышается. Так как β -фаза представляет собой упорядоченный твердый раствор, то она хрупкая и прочная. Поэтому, чем больше в латунях β -фазы, тем они прочнее и менее пластичны. Практическое применение имеют латуни с содержанием цинка до 42...43 %.

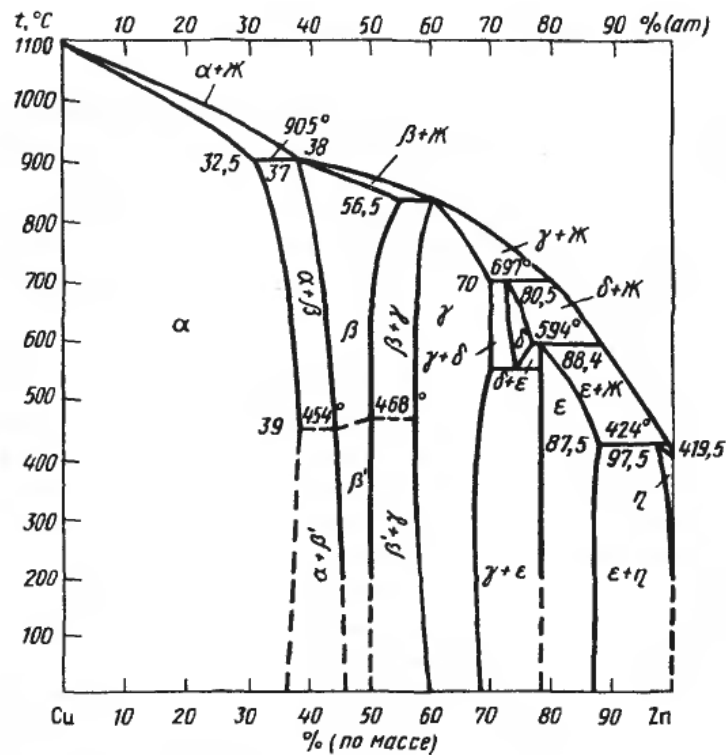


Рис. 5.3. Диаграмма состояния системы Cu – Zn

К однофазным α -латуням относят Л96 (томпак), Л80 (полутомпак), Л68, имеющую наибольшую пластичность (δ до 50...55 %). Двухфазные ($\alpha + \beta$)-латуни марок Л59 и Л60 имеют меньшую пластичность в холодном состоянии, но большую прочность и износостойкость. Однофазные сплавы имеют после отжига $\sigma_B = 250...350$ МПа и $\delta = 50...55$ %, двухфазные – $\sigma_B = 400...450$ МПа и $\delta = 35...40$ %.

Для повышения механических свойств и коррозионной стойкости латуни можно легировать Sn, Al, Mn, Si, Ni, Fe и др. Введение легирующих элементов (кроме Ni) уменьшает растворимость Zn в меди и способствует образованию β -фазы, поэтому такие латуни чаще двухфазные ($\alpha + \beta$). Ni увеличивает растворимость Zn в меди, и при достаточном его содержании латунь из двухфазной становится однофазной. Pb облегчает обрабатываемость резанием и улучшает антифрикционные свойства. Сопротивление коррозии повышают Al, Zn, Si, Mn, Ni, Sn.

В морском судостроении применяются оловянистые «морские» латуни, например ЛО70-1 (70 % Cu, 1 % Sn, 29 % Zn). Содержание Sn в количестве 0,5...1,5 % повышает прочность и твердость латуни, но снижает пластичность и вязкость, т.к. уменьшает растворимость Zn в меди. Sn повышает коррозионную стойкость латуни в морской воде

из-за изменения природы β -фазы. С целью повышения прочности латуни подвергают наклепу. В связи с этим латуни подразделяется на твердую (подвергнута деформированию на 25...50 %) и мягкую (после отжига при температуре 600...650 °С).

Алюминиевые латуни. Al повышает коррозионную стойкость латуни и особенно в морской воде. Введение же дополнительных легирующих элементов Fe, Ni, Mn и Si позволяет повысить прочность и коррозионную стойкость в щелочах и разбавленных кислотах. Алюминиевые латуни подвергаются отжигу при температуре 600...650 °С для уменьшения твердости перед обработкой давлением.

Алюминиевые латуни используют для изготовления конденсаторных трубок, цистерн, втулок, а также для изготовления коррозионно-стойких деталей, работающих в морской воде. Латуни марок ЛА77-2, ЛАЖ60-1-1, ЛАН59-3-2 используются в электрических машинах, в химическом машиностроении. Из латуни ЛАНКМц75-2-2,5-0,5-0,5 изготавливают цельнотянутые круглые трубы для производства манометрических трубок и пружин в приборах повышенного класса точности. С помощью закалки и старения $\sigma_{\text{в}}$ в них достигает 700 МПа.

Марганцевые латуни кроме хороших механических и технологических свойств (обрабатываются давлением в холодном и горячем состоянии) обладают высокой коррозионной стойкостью в морской воде, хлоридах и перегретом паре. Латуни ЛМц58-2 и ЛМцА57-3-1 применяются в основном для изготовления крепежных изделий арматуры.

Кремнистые латуни характеризуются высокой прочностью ($\sigma_{\text{в}}$ до 640 МПа), пластичностью и вязкостью до -183 °С. Латуни ЛК80-3 применяют для изготовления арматуры, деталей приборов в судостроении и общем машиностроении.

Автоматные (свинцовые) латуни – сплавы меди, Zn и Pb. С повышением содержания Pb пластичность немного снижается, но улучшаются антифрикционные свойства и обрабатываемость резанием, т.к. образуется мелкая и легко отделяющаяся стружка, что позволяет получать поверхность высокой частоты. Структура латуни представляет собой α -твердый раствор Zn в меди и частицы Pb. Введение в эти латуни Fe повышает температуру рекристаллизации и прочность. Автоматная латуни отличается также хорошей коррозионной стойкостью на воздухе, в пресной и солевой воде. Она

легко поддается накатке, гибке и штамповке. Латунь марок ЛЖС58-1-1, ЛС58-1 и ЛС60-1 обрабатывают давлением, ковкой, прокаткой, волочением в холодном и горячем состоянии, а ЛС63-3, ЛС64-2 и ЛС74-3 только в холодном состоянии.

Смягчающий отжиг ведут при температуре 600...650 °С, горячую деформацию при температуре 640...780 °С. Допустимые суммарные обжаты между отжигами – не более 70 %.

Из автоматных латуней изготавливают болты, гайки, винты, типографские матрицы, шестеренки, зубчатые колеса, подшипники и другие детали.

Никелевая латунь обладает повышенными механическими (σ_b до 785 МПа) и коррозионными свойствами, обрабатывается давлением в холодном и горячем состоянии. Латунь ЛН65-5 применяется для изготовления манометрических и конденсаторных трубок, различного вида проката.

Литейные латуни содержат те же элементы, что и латуни, обрабатываемые давлением; от последних литейные отличаются, как правило, большим легированием Zn и другими металлами. Вследствие этого они обладают хорошими литейными характеристиками.

Бронзы. По химическому составу бронзы подразделяются на *оловянные* и *безоловянные*.

Бронзы отличаются высокими коррозионными и антифрикционными свойствами, большой прочностью и твердостью. Они применяются в качестве арматуры, фасонных частей трубопроводов, насосов, деталей арматуры, работающих под высоким давлением и температурах до 250...280 °С, антифрикционных деталей, работающие при высоких скоростях скольжения и знакопеременных нагрузках (рис. 5.4).

Структура бронз может быть одно-, двух- или трехфазной или еще более сложной.

Если концентрация вводимых в бронзу элементов превышает предел растворимости их в меди в твердом состоянии, в структуре сплава появляются кристаллы новых фаз. Эти фазы представляют собой твердые растворы на основе химических соединений электронного типа, например δ -фаза – $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ в оловянных бронзах, β -фаза – Cu_3Al в алюминиевых.

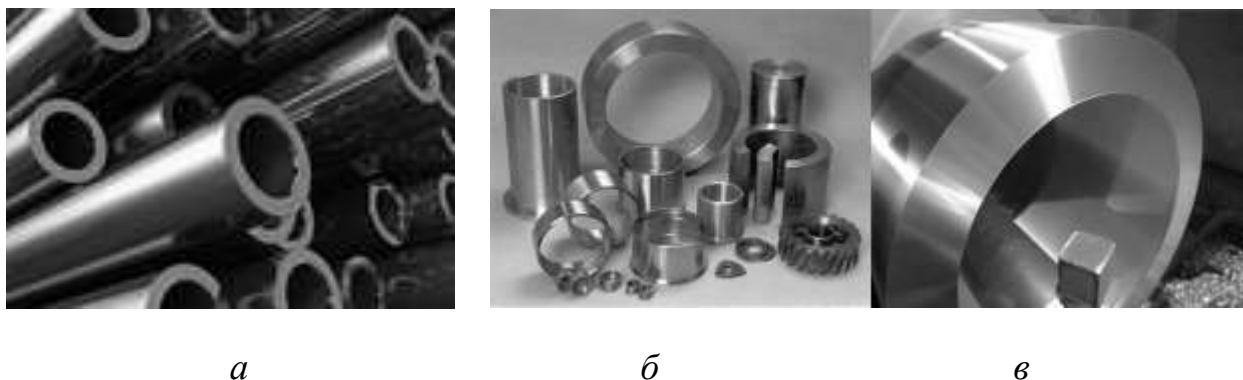


Рис. 5.4. Различные профили (а) и детали, втулки (б) и подшипники (в) из бронзы

Оловянные бронзы – представляют собой сплав меди с Sn. На рис. 5.5 приведена диаграмма состояния Cu – Sn. Кроме основного α -твердого раствора Sn в меди, в сплавах присутствуют электронные соединения: β -фаза Cu_5Sn , δ -фаза $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, ε -фаза (Cu_3Sn) и γ -фаза – твердый раствор на базе химического соединения.

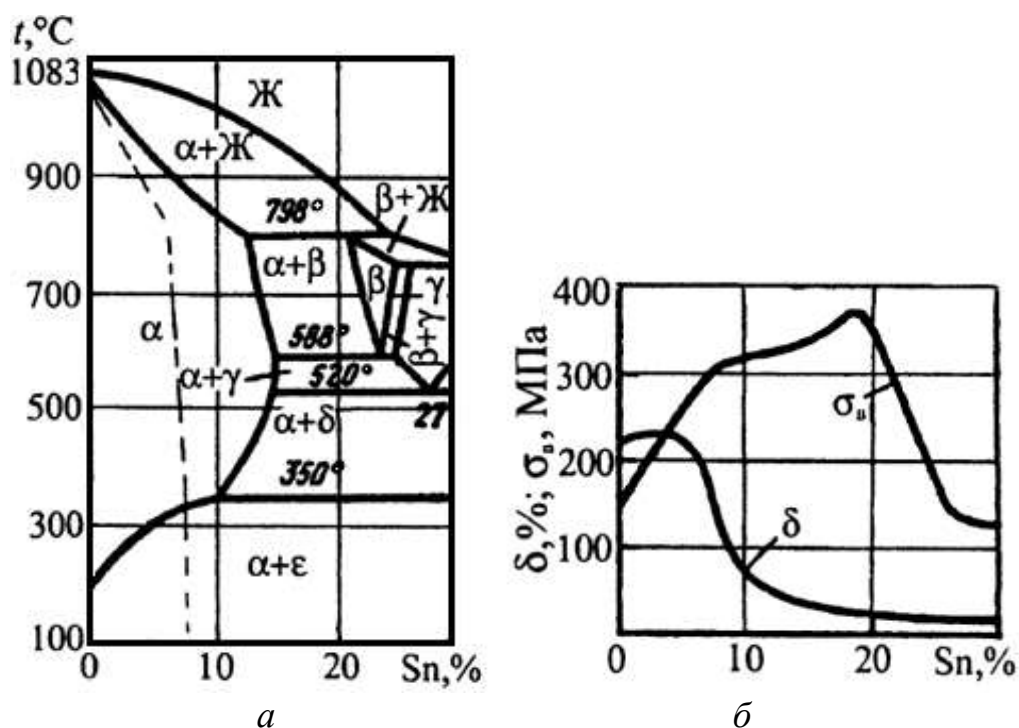


Рис. 5.5. Влияние содержания Sn на фазовый состав (а) и механические свойства (б) сплавов меди:
(пунктиром показан неравновесный солидус диаграммы состояния)

При температуре ~ 350 °C и очень медленном охлаждении δ -фаза распадается на α -твердый раствор и ε -фазу. В реальных условиях охлаждения бронза состоит из α -твердого раствора и δ -фазы

(Cu₃₁Sn₈). Практическое применение имеют оловянные бронзы, содержащие до 10...12 % Sn, т.к. повышенное содержание Sn приводит к хрупкости сплавов.

По методу обработки оловянные бронзы подразделяются на *деформируемые* и *литейные*.

Бронзы, содержащие до 4...5 % Sn, после деформации и отжига имеют в структуре α-твердый раствор, а после литья в результате сильной ликвации могут иметь включения эвтектоида (α + Cu₃₁Sn₈). При более высоком содержании Sn структура состоит из α-твердого раствора и эвтектоида (α + Cu₃₁Sn₈).

Деформируемые оловянные бронзы обладают хорошей пластичностью и поддаются обработке давлением. Литейные бронзы имеют хорошую жидкотекучесть, малый коэффициент усадки, высокие антифрикционные и антикоррозионные свойства.

С целью улучшения свойств оловянные бронзы легируют Zn, Pb, P, Ni и др. элементами. Zn вводится для улучшения технологических свойств, Pb повышает плотность литейных изделий, улучшает антифрикционные свойства и облегчает обработку резанием, но снижает пластичность. P улучшает литейные свойства, повышает предел прочности, твердость, упругость и антифрикционные свойства. Ni измельчает зерно, повышает предел прочности и коррозионную стойкость.

Для облегчения обработки давлением оловянные бронзы подвергают гомогенизации при 700...750 °С с последующим быстрым охлаждением.

Из деформируемых бронз изготавливают вкладыши подшипников, пружины, мембраны и др. Литейные бронзы применяют для изготовления герметичной арматуры, работающей под давлением, вкладышей подшипников скольжения, втулок и других деталей.

Алюминиевые бронзы. Сплавы, содержащие до 9 % Al являются однофазными, т.е. их структура представляет собой α-твердый раствор Al в меди (рис. 5.6). При повышении содержания Al в структуре бронзы появляются следующие фазы: β-твердый раствор на базе соединения Cu₃Al, γ'-электронное соединение Cu₃₂Al₉. γ'-фаза может наблюдаться в сплавах, содержащих 6...8 % Al при ускоренном охлаждении.

Введение в алюминиевую бронзу дополнительных легирующих элементов, например Mn, Ni, Fe, улучшает механические,

технологические и антифрикционные свойства, а также жаростойкость, коррозионную стойкость.

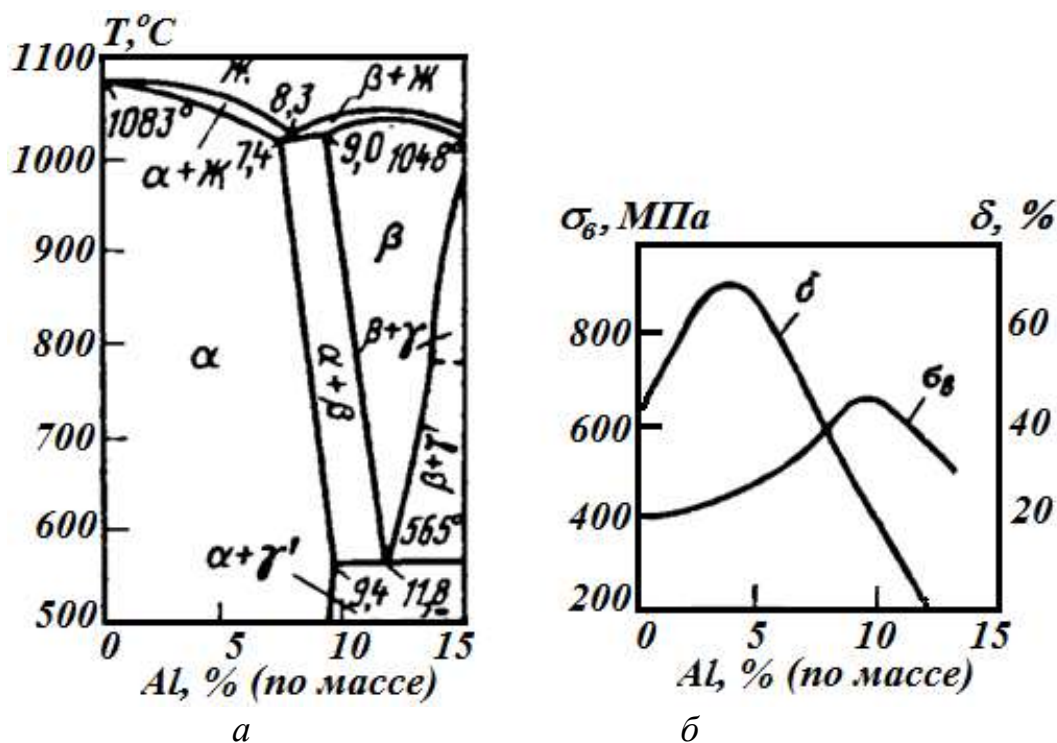


Рис. 5.6. Влияние содержания Al на фазовый состав (а) и механические свойства (б) сплавов меди

Алюминиевые бронзы с однофазной структурой обладают высокой пластичностью, но невысокой прочностью. В двухфазных бронзах в структуре кроме α -твердого раствора присутствует электронное соединение $\text{Cu}_{32}\text{Al}_9$. Эти бронзы имеют повышенную прочность, но пластичность их ниже.

Практическое применение находят бронзы, содержащие до 11 % Al. Введение в алюминиевую бронзу дополнительных легирующих элементов позволяет улучшить ее свойства. Например, Fe измельчает зерно и тем самым повышает механические, антифрикционные и технологические свойства, а Ni улучшает механические свойства и износостойкость. Добавление в алюминиевую бронзу легирующих элементов позволяет повысить ее коррозионную стойкость, жаростойкость и температуру начала рекристаллизации. Однофазные бронзы, имеющие высокую пластичность, используют для глубокой штамповки, а двухфазные подвергают горячей деформации или применяют в виде фасонного литья.

Литейные свойства алюминиевых бронз ниже, чем оловянных, но выше плотность отливок. По прочности и коррозионной стойкости

они превосходят оловянные бронзы, но хуже паяются. Температура горячей обработки алюминиевых бронз составляет 750...850 °С, а смягчающего отжига – 600...750 °С. Бронзы, содержащие 9...11 % Al и дополнительно легированные Ni, Mn и Fe, могут быть упрочнены закалкой и старением.

Алюминиевые бронзы применяют для изготовления обойм подшипников, направляющих втулок, маслоуплотнительных колец, зубчатых колес, фланцев и других деталей в судостроении и авиационной технике, электротехнике, химическом аппарате.

Кремнистые бронзы. Практическое применение находят бронзы, содержащие до 4 % Si. По технологическим свойствам кремнистые бронзы подразделяются на деформируемые и литейные.

Деформируемые бронзы обрабатываются в холодном и горячем состоянии, обладают хорошей коррозионной стойкостью, легко обрабатываются резанием и свариваются. Добавка Zn в состав литейных бронз облегчает плавление, улучшает их механические и антикоррозионные свойства.

Кремнистые бронзы, содержащие до 1,5 % Si, упрочняются закалкой (850...870 °С) и старением (при температуре 450...500 °С) с выдержками 0,5...3 часа и охлаждением на воздухе. Если же содержание Si более 1,5 %, то бронза не упрочняется термической обработкой, так как имеет однофазную структуру.

Вследствие высоких механических свойств, упругости, коррозионной стойкости эти бронзы используют для изготовления пружин и пружинящих деталей, деталей в сварных конструкциях.

Бериллиевые бронзы – бронзы, представляющие собой сплав меди с Be, причем бронзы одних и тех же марок применяют как деформируемые и как литейные бронзы. В качестве дополнительных легирующих элементов они могут содержать Ni, Co, Fe, Mn, Mg и др. элементы, которыми частично заменяют дорогостоящий Be.

Медь с Be образует ряд твердых растворов. Предельная растворимость Be в меди составляет 2,7 % при температуре 864 °С и 0,2 % при температуре 300 °С. Следовательно, бериллиевую бронзу можно упрочнять с помощью закалки и старения. Нагрев под закалку осуществляют при температуре 750...790 °С с охлаждением в воде для получения пересыщенного α -твердого раствора. Затем проводят старение при температуре 300...350 °С, при этом из перенасыщенного α -твердого раствора

выделяются дисперсные частицы γ -твердого раствора на базе химического соединения электронного типа CuBe. Этот твердый раствор обладает высокими твердостью и прочностью.

Наряду с высокими прочностью, жидкотекучестью, твердостью, упругостью и коррозионной стойкостью, бериллиевые бронзы отличаются высокой электропроводностью, теплопроводностью, высоким сопротивлением ползучести, хорошо свариваются и обрабатываются резанием. Эти бронзы применяют для изготовления высоконагруженных подшипников, различных мембран, втулок, пружин, зубчатых колес, шестерен и других деталей.

Свинцовые бронзы. Pb не растворяется в меди и поэтому эвтектика в составе содержит почти чистый свинец (99,98 % Pb). После охлаждения структура сплавов состоит из кристаллов меди и включений Pb, которые располагаются по границам зерен или заполняют междендритные пространства. Такая структура обеспечивает высокие антифрикционные свойства бронз.

Свинцовые бронзы относятся к литейным бронзам. Эти бронзы дополнительно легируют Ni или Sn, которые, растворяясь в меди, улучшают механические свойства и коррозионную стойкость.

Свинцовые бронзы хорошо обрабатываются резанием и обладают высокой теплостойкостью. У них выше теплопроводность, чем у оловянных бронз, поэтому они отлично отводят тепло, возникающее при трении. Из-за низкой прочности свинцовые бронзы наплавляют лишь тонким слоем на стальные ленты, т.е. получают биметаллические подшипники. Применяют свинцовые бронзы для изготовления нагруженных подшипников-сальников и антифрикционных деталей.

6. НИКЕЛЬ И ЕГО СПЛАВЫ

Никель – элемент первого длинного периода Периодической системе Д.И. Менделеева, располагается в VIIIА подгруппе вместе с Fe и Co, имеет ГЦК решетку. Он относится к переходным металлам, имеет плотность $8,897 \text{ г/см}^3$. Температура плавления никеля составляет $1453 \text{ }^\circ\text{C}$. Скрытая теплота плавления никеля примерно такая же, как у Mg, и несколько больше, чем у Al. Его удельная теплоемкость сравнительно невелика и лишь ненамного превышает теплоемкость Cu. Удельная электро- и теплопроводность никеля значительно меньше, чем у Cu и Al, но превышает электро- и теплопроводность Ti и многих других переходных металлов. Модули упругости у никеля примерно такие же, как у Fe.

Никель – ферромагнитный металл, но его ферромагнетизм выражен значительно слабее, чем у Fe и Co. Точка Кюри для никеля составляет $358 \text{ }^\circ\text{C}$, выше этой температуры никель переходит в парамагнитное состояние.

Чистый никель – металл серебристого цвета. При высокотемпературном окислении образуются два оксидных слоя: внутренний – светло-зеленый, и внешний – темно-зеленый. Оба этих слоя состоят из оксида NiO, но отличаются количеством кислорода.

Никель отличается более высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях по сравнению с другими техническими металлами, что обусловлено образованием на его поверхности тонкой и прочной защитной пленки. Никель обладает достаточной устойчивостью не только в пресной, но и в морской воде. Минеральные кислоты, особенно азотная, сильно действуют на никель. Щелочные и нейтральные растворы солей на никель влияют незначительно даже при нагревании, в кислых растворах солей он корродирует довольно сильно. В концентрированных растворах щелочей никель устойчив даже при высоких температурах.

Никель при комнатной температуре не взаимодействует с сухими газами (галогенами, оксидами азота, сернистым газом, аммиаком), но присутствие влаги заметно повышает скорость его коррозии в этих средах. Никель, загрязненный кислородом, склонен к водородной болезни.

Никель широко используется в качестве основы для создания жаростойких и жаропрочных сплавов, которые позволяют успешно

эксплуатировать многие детали авиационной техники при температурах до 1100 °С. К ним относятся детали камеры сгорания, форсажной камеры, турбины и сопла (рис. 6.1.). В высоконапорных компрессорах авиационных двигателей никелевые сплавы можно применять для изготовления наиболее нагретых деталей последних ступеней компрессоров. В настоящее время 60...70 % массы авиационных двигателей приходится на долю жаропрочных никелевых сплавов.

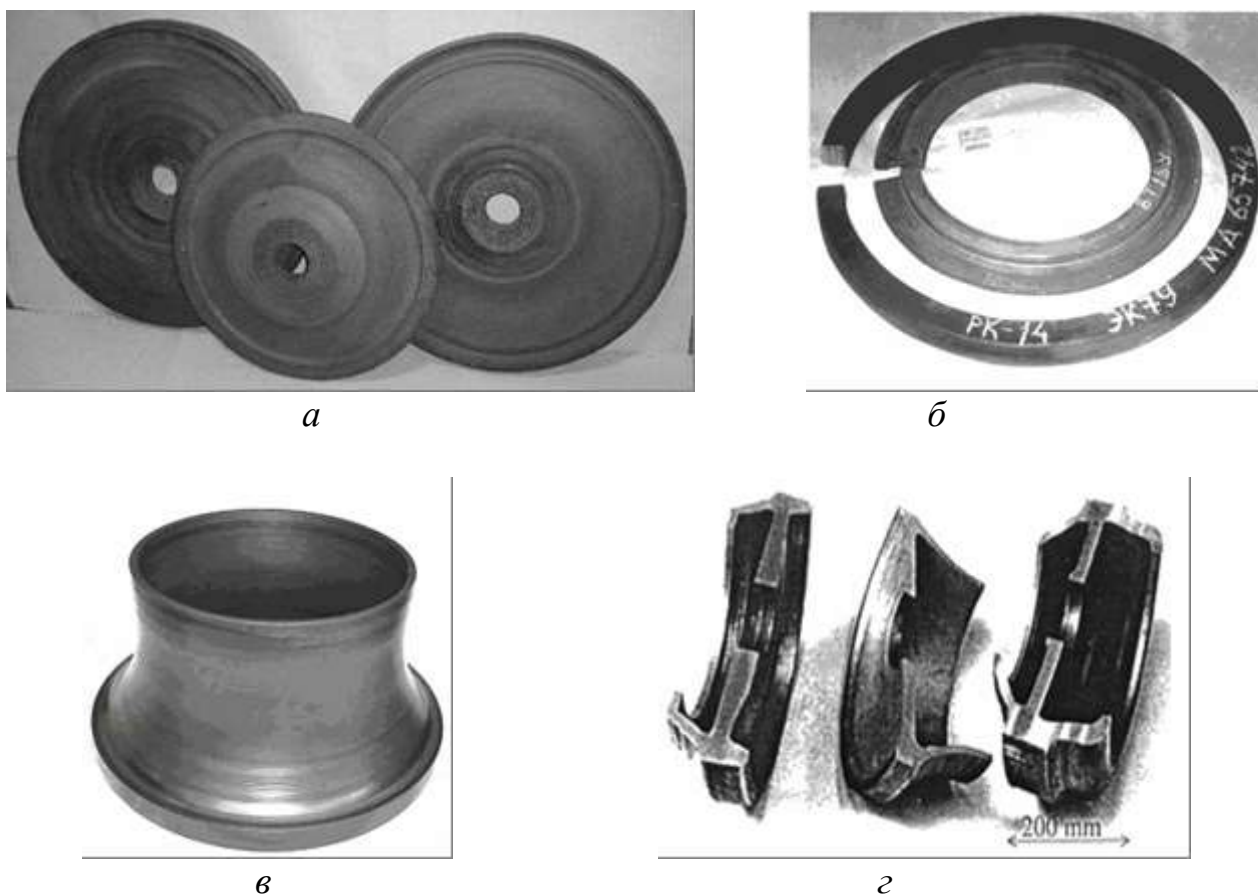


Рис. 6.1. Типовые осесимметричные детали для ГТД из жаропрочных никелевых сплавов:

а – диски, *б* – кольца, *в* – обечайка, *г* – сложнопрофильные комбинированные детали

Взаимодействие никеля с легирующими элементами. Никель образует непрерывные твердые растворы с Cu, Co, Fe и Mn. Такие элементы, как Cr, V, Mo, Ta, W при высоких температурах растворяются в никеле в больших концентрациях (до 35...40 %), меньшую растворимость имеют Al, Ti, Nb, Be и Si (от 2,5 до 20 %). С понижением температуры растворимость легирующих элементов, образующих с никелем ограниченные растворы, уменьшается, что создает предпосылки для дисперсионного упрочнения его сплавов.

Никель с большинством легирующих элементов взаимодействует по эвтектической реакции, поэтому температура плавления никелевых сплавов при легировании понижается. Лишь два элемента из перечисленных выше (Co и W) несколько повышают температуру плавления никелевых сплавов.

Из двойных систем на основе никеля наибольший интерес представляют системы Ni – Cr, Ni – Al и Ni – Ti (рис. 6.2).

Диаграмма состояния системы Ni – Cr относится к эвтектическому типу. В этой системе образуются твердые растворы как на основе никеля, так и на основе Cr. С понижением температуры взаимная растворимость элементов уменьшается, однако даже при комнатной температуре растворимость Cr в никеле сохраняется довольно большой (~ 30 % Cr).

В системе Ni – Al со стороны никеля наблюдается также эвтектическое равновесие. Растворимость Al в никеле уменьшается с 11 % при эвтектической температуре (1385 °С) до примерно 6 % при температуре 750 °С. В этой системе в равновесии с γ -твердым раствором на основе никеля находится γ' -фаза, представляющая твердый раствор на основе интерметаллида Ni₃Al с ГЦК решеткой.

В системе Ni – Ti при температуре 1287 °С также происходит эвтектическое превращение. Растворимость Ti в никеле уменьшается с 12,5 % Ti при эвтектической температуре до 8% Ti при температуре 750 °С. В равновесии с γ -раствором находится η -фаза – твердый раствор на основе интерметаллида Ni₃Ti с гексагональной решеткой.

Помимо Cr, Al и Ti жаропрочные сплавы на никелевой основе могут содержать еще ряд легирующих элементов, которые по характеру взаимодействия с никелем можно разделить на три группы.

Первая группа состоит из элементов, входящих в γ -твердый раствор (γ -стабилизирующие элементы): к этим элементам относят металлы V – VIIIA подгрупп Периодической системы (V, Nb, Cr, Mo, W, Fe, Co).

Вторую группу составляют элементы, способствующие образованию γ' -фазы (γ' -образующие элементы): в нее входят элементы III – VA подгрупп (Al, Ti, Nb, Ta). Вместе с тем, Al и Ti в определенной степени растворяются и в γ -фазе.

Третья группа представляют элементы, сегрегирующие на границах зерен; это элементы подгрупп IIA, IIIA, IVB, сильно отличающиеся от никеля по размерам атомов: Mg, B, C, Zr, Se.

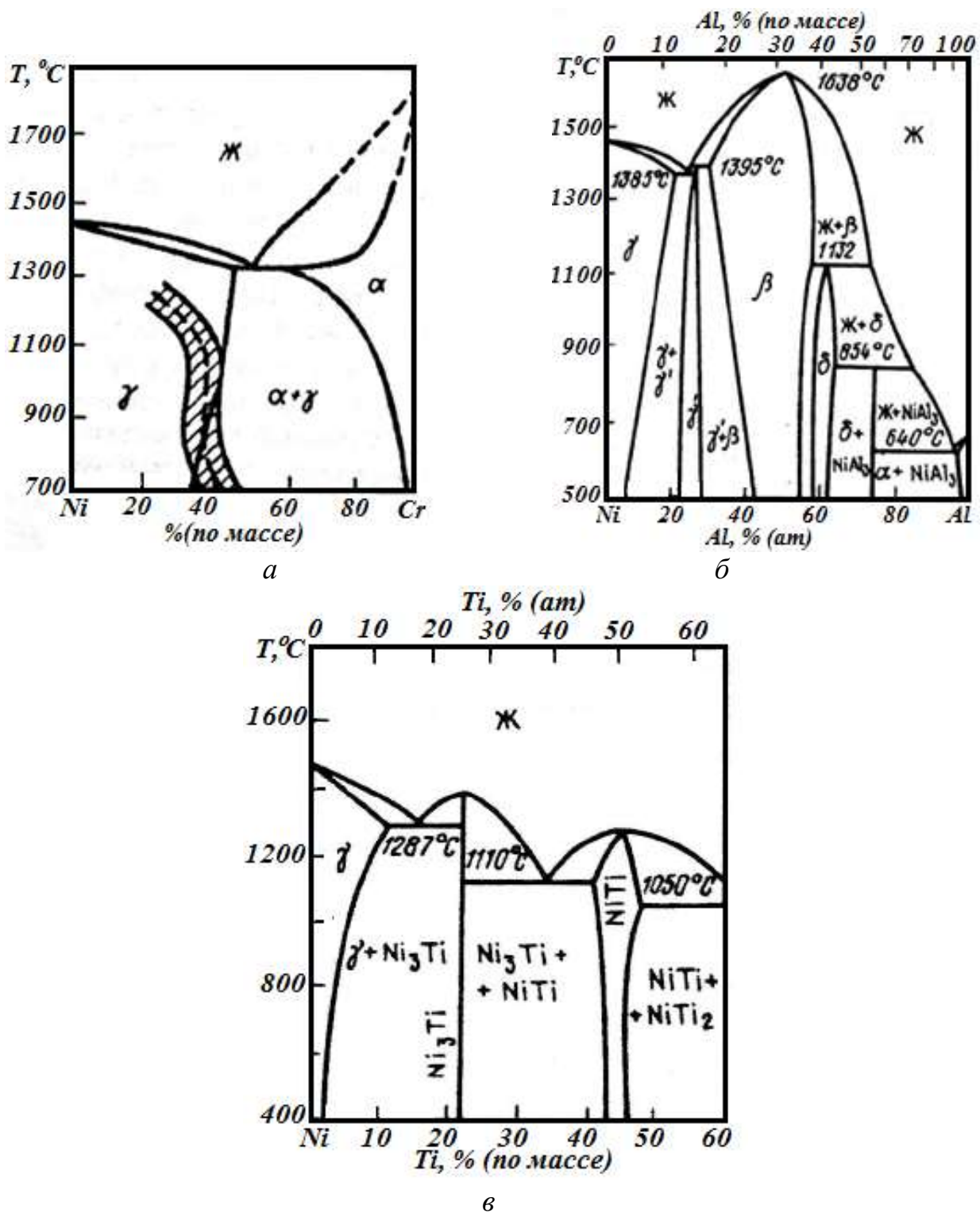


Рис. 6.2. Диаграммы состояния систем Ni – Cr (а), Ni – Al (б) и Ni – Ti (в)

Кроме того, в никелевых сплавах различают карбидообразующие элементы (Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W) и элементы, образующие стойкие оксиды (Al, Cr), защищающие металл от воздействия окружающей среды.

В никеле встречается довольно много примесей, которые можно

разделить на две группы: а) растворимые в никеле (такие как Al, Mn, Fe, Cu, Zr, Sn, Si, Sb, As); б) фактически нерастворимые в твердом никеле (такие как S, O, P, Bi, Pb, Mg).

Классификация и маркировка никелевых сплавов. Никелевые сплавы классифицируют по следующим признакам.

1. По способу производства заготовок: *литейные, деформируемые* и *диспергированные* сплавы.

2. По свойствам: *жаростойкие, жаропрочные* и *специальные* (с особыми физическими свойствами).

3. В зависимости от области применения: сплавы для лопаток, для дисков газовых турбин и для деталей основных и форсажных камер сгорания и сопел авиационных двигателей.

Маркировка никелевых сплавов аналогична маркировке сталей. Буквами обозначают легирующие элементы сплавов: Х – хром, Н – никель, Т – титан, Ю – алюминий, В – вольфрам, Р – бор, М – молибден, Б – ниобий, К – кобальт, Ф – ванадий. В начале марки стоит буква «Х», за ней следуют буква «Н» и цифра, указывающая среднее содержание никеля в сплаве, и далее буквы в порядке, соответствующем уменьшению среднего содержания в сплаве легирующих элементов, которые эти буквы обозначают. Так, сплавы ХН77ТЮР, ХН56ВМКЮ, ХН55ВМТФКЮ содержат соответственно 77, 56 и 55 % Ni. Имеются также другие обозначения этих сплавов – соответственно, ЭИ437Б, ЭП109, ЭИ929.

Высоколегированные жаропрочные сплавы относят к группе ЖС, например ЖС6КП, ЖС6У, ЖС6Ф. Направленную кристаллизацию обозначают буквами «НК» в конце марки, монокристаллы – буквами «МОНО», а высокоскоростную направленную кристаллизацию – буквами «ВСНК», например ЖС6ФНК, ЖС6ФМОНО. Диспергированные сплавы обозначают буквой «П» в конце марки, например ЭП741П.

Метод выплавки никелевых сплавов обозначается буквами: ВД - вакуумно-дуговой; ВИ - вакуумно-индукционный; Ш - шлаковый; ПВ - прямого восстановления; ЭШП - электронношлаковый переплав; ШД - вакуумно-дуговой после шлакового переплава; ЭЛП - электронно-лучевой переплав; ПДП - плазменно-дуговой переплав; ИШ - вакуумно-индукционный плюс электрошлаковый переплав; ИП - вакуумно-индукционный плюс плазменно-дуговой переплав.

Различные буквенные обозначения сплавов могут показать и

организацию-изготовитель сплавов. Для никелевых сплавов и сталей возможны следующие обозначения: ЭП - Электростальская поисковая; ЭИ - Электростальская исследовательская; ЧС - Челябинская сталь; ЗИ - Златоустовская исследовательская; ВНС - ВИЭМовская нержавеющая сталь; ДИ - Днепроспецстальская (завод) исследовательская.

Жаростойкие никелевые сплавы. Для изготовления деталей основной и форсажной камер сгорания и сопел авиационных двигателей широко применяют деформируемые жаростойкие никелевые сплавы (рис. 6.3). Эти сплавы должны обладать высокой жаростойкостью, достаточной прочностью и жаропрочностью, хорошей пластичностью, свариваемостью. Эти требования удовлетворяют путем рационального легирования никеля, термической обработкой и применением жаростойких эмалевых и керамических покрытий на основе оксидов алюминия и хрома.

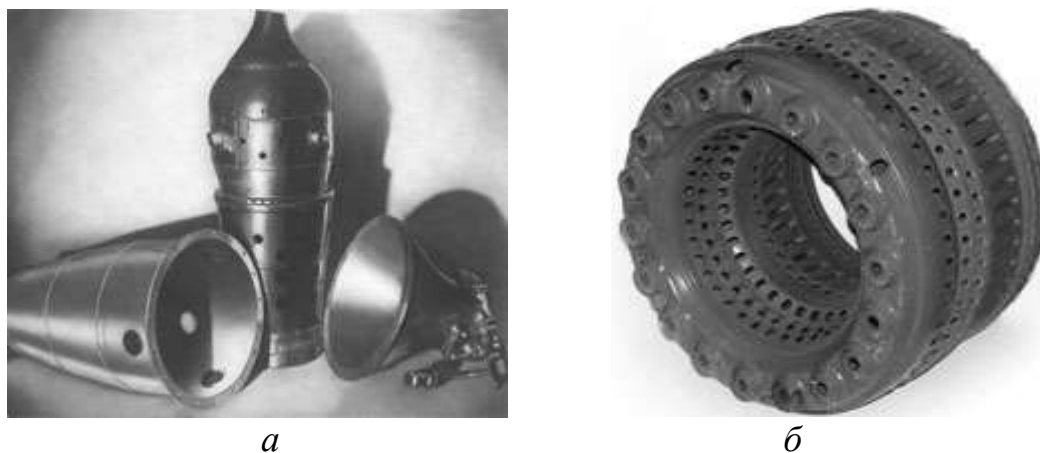


Рис. 6.3. Элементы горячего тракта (а) и камера сгорания (б) ГТД из свариваемых никелевых сплавов

Основой жаростойких никелевых сплавов является система Ni – Cr (рис. 6.2, а). Высокая жаростойкость достигается при содержании хрома не менее 20...25 %. Она связана с образованием под внешним слоем NiO второго слоя оксидной пленки Cr_2O_3 и $NiO \times Cr_2O_3$.

Сплавы никеля с хромом называются *нихромами*, к ним относятся сплавы X10N90, X20N80, X30N70, X40N60, X50N50. Структура первых двух сплавов однофазная, состоит из γ -твердого раствора; последние два сплава двухфазные, имеют $\gamma + \alpha$ структуру. Жаростойкие никель-хромовые сплавы дополнительно могут быть легированы Fe и W, которые входят в γ -твердый раствор, а также Si, Al, Ti, Ce и Ba, которые образуют избыточные фазы или сегрегируют

на границах зерен.

В авиационных двигателях применяют достаточно жаростойкие и технологичные сплавы ХН60ВТ (ВЖ98), ХН50ВМТЮБ (ЭП648), ХН68ВМТЮК (ЭП693), ХН56ВМТЮ (ЭП199) (табл. 6.1).

Наличие γ' -фазы, повышая жаропрочность, ухудшает технологичность сплавов, снижает теплопроводность, свариваемость, придает сплавам склонность к образованию трещин при сварке. После сварки сплавы ХН50ВМТЮБ и ХН68ВМТЮК подвергают термической обработке.

Таблица 6.1

Химический состав жаростойких никелевых сплавов, %

Марка сплава	Cr	W	Ti	Al	Mo	γ'_Σ , %
ХН60ВТ	23...26	13...16	0,3...0,7	$\leq 0,5$	–	0
ХН50ВМТЮБ*	23,5	4,8	0,8	0,8	2,8	10
ХН68ВМТЮК*	17...20	5...7	1,1...1,6	1,6...2,3	3...5	12
ХН56ВМТЮ	19...22	9...11	1,1...1,6	2,1...2,6	4...6	15

*Сплав ХН50ВМТЮБ дополнительно содержит 0,8 % Nb, сплав ХН68ВМТЮК – 5...8 % Co.

Недостатком сплавов ХН50ВМТЮБ и ХН68ВМТЮК является склонность к образованию горячих трещин при сварке и термической обработке, необходимость термообработки узлов после подварки дефектов при ремонте.

Жаропрочные деформируемые сплавы. Разработка жаропрочных никелевых сплавов началась в середине XX века (рис. 6.4). Для повышения жаропрочности в высокожаростойкие никель-хромовые сплавы (80 % Ni + 20 % Cr) со структурой твердого раствора были введены элементы (Al и Ti), которые образует ограниченные твердые растворы с переменной, уменьшающейся с понижением температуры растворимостью, что позволило методами упрочняющей термической обработки ввести в жаростойкую матрицу дисперсные частицы. Эти сплавы называются *нимониками*, и они привели к созданию нового класса высокожаропрочных материалов, до настоящего времени применяющихся в самых ответственных изделиях авиационной и ракетно-космической техники. Предельные рабочие температуры лопаток и дисков турбин авиационных

двигателей, изготовленных из жаропрочных никелевых сплавов, при 100 ч. длительной прочности 200 МПа приведены на рис. 6.4.

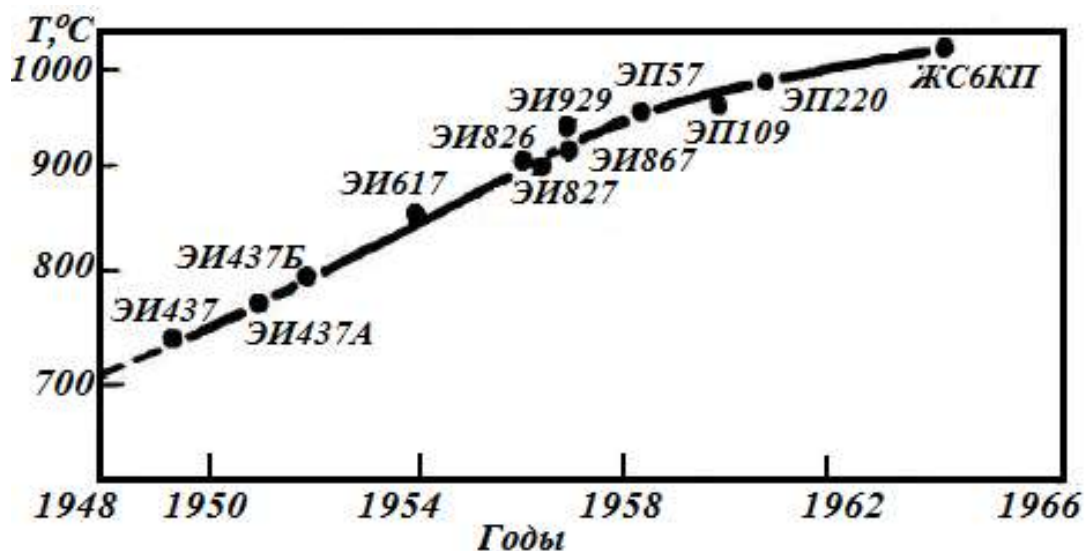


Рис. 6.4. Предельные рабочие температуры отечественных жаропрочных сталей и сплавов для лопаток газотурбинных двигателей

В нашей стране первым промышленным жаропрочным никелевым сплавом стал сплав ЭИ437 (ХН77ТЮ), легированный 20 % Cr, 2,5 % Ti и 0,75 % Al. Впоследствии были разработаны более совершенные сплавы этого типа ЭИ437А, ЭИ437Б, ЭИ437БУ. Сплав ЭИ437А отличается от ЭИ437 более узкими пределами химического состава, а сплав ЭИ437Б (ХН77ТЮР) – микролегированием бором в количестве 0,005...0,008%. В сплаве ЭИ437БУ допускаются меньшие интервалы в содержании легирующих элементов по сравнению со сплавом ЭИ437Б. В том случае, если этот сплав выплавляют в вакуумно-дуговых печах, его маркируют ЭИ437БУВД.

Сплавы типа ЭИ437 в закаленном состоянии отличаются невысокими прочностными характеристиками, большой пластичностью и ударной вязкостью. Высокая пластичность позволяет проводить обработку давлением с высокими степенями деформации. После закалки с 1080...1120 °C на воздухе или струей воздуха сплавы подвергают старению при 700 ± 10 °C (ЭИ437А, ЭИ437Б) или 750...790 °C (ЭИ437БУ, ЭИ437БУВД) в течение 16 ч.

Сплав ЭИ437Б отличается от ЭИ437 более высокой жаропрочностью и пластичностью при повышенных температурах, что обусловлено благоприятным влиянием бора. Он обладает хорошей выносливостью при циклических нагрузках и высоким

сопротивлением окислению, по крайней мере до 900 °С.

Дополнительное легирование сплавов типа ЭИ437Б Мо и W послужило основой разработки сплава ЭИ617 с еще более высокой жаропрочностью. Сплав ЭИ617 отличается от ЭИ437Б не только более сложнелегированным γ -твердым раствором, но и большим суммарным содержанием Al и Ti, в связи с чем количество γ -фазы увеличилось до 16...20 %. Дальнейшее увеличение содержания Al в сплаве ЭИ617 до 2,7 % вместо 2 % (при неизменном содержании остальных легирующих элементов) привело к разработке сплава ЭИ826 с еще большим количеством γ' -фазы (25...30 %), что вызвало дальнейшее повышение жаропрочности.

Для изготовления дисков газотурбинных двигателей довольно широко применяют сплав ЭИ698, отличающийся от сплава ЭИ437Б дополнительным легированием Мо и Nb при несколько большем суммарном содержании Al и Ti, в связи с чем содержание γ' -фазы составляет примерно 20 %. Все это обуславливает его большую жаропрочность по сравнению со сплавом ЭИ437Б.

Жаропрочные свойства сплавов ЭИ929 и ЭИ867 обусловлены не только легированием γ -твердого раствора Со, но и большим количеством γ' -фазы, а также благоприятным влиянием В и карбида TiC В сплаве ЭИ929 после старения количество упрочняющей γ' -фазы (Ni_3Al или $(Ni, Co)_3(Al, Ti)$) достигает 36...38 %.

Еще более высокой жаропрочностью отличаются сплавы ЭП962, ЭП742, ЭП741 и ЭП975, в которых количество γ' -фазы составляет 50, 55, 58 и 64 % соответственно.

Жаропрочные никелевые сплавы с большим количеством γ' -фазы обладают низкими технологическими свойствами и получение из них деформированных полуфабрикатов из слитка представляет довольно сложную проблему. Поэтому при производстве этих сплавов довольно широко применяют методы порошковой (в этом случае в конце марки сплава указывают букву П) и гранульной технологии. Порошковая и гранульная технологии позволяют преодолеть многие технологические трудности производства сложных деталей из жаропрочных сплавов.

Литейные жаропрочные сплавы. В авиационных двигателях основные требования к материалам для лопаток турбин обусловлены самим развитием конструкции двигателя – непрерывным повышением жаропрочности, сопротивления термической и

малоцикловой усталости, стойкости к воздействию газовой среды. Материалы для лопаток турбин современных двигателей должны обладать высокой сопротивляемостью разрушению при термической и малоцикловой усталости, которое является в настоящее время основным. Опасность разрушения усугубляется поверхностными реакциями, связанными с газовой коррозией, разупрочнением границ зерен.

Для изготовления лопаток турбин используют деформируемые и литейные сплавы. Деформируемые сплавы обладают ограниченными возможностями обеспечения необходимой жаропрочности, поскольку дальнейшее их легирование ведет к практически полной потере ими технологической пластичности при деформировании. Ведущее место среди жаропрочных сплавов принадлежит литейным, а также новым направленно-кристаллизованным и монокристаллическим сплавам, которые широко применяют в современных высокотемпературных двигателях. Совершенствование технологии литья и многокомпонентного легирования обеспечило существенное увеличение рабочей температуры сплавов, причем направленные и монокристаллические сплавы группы ЖС стали более пластичными (рис. 6.5). Предельные рабочие температуры нагрева деформируемых сплавов не превышают 1000 °С.

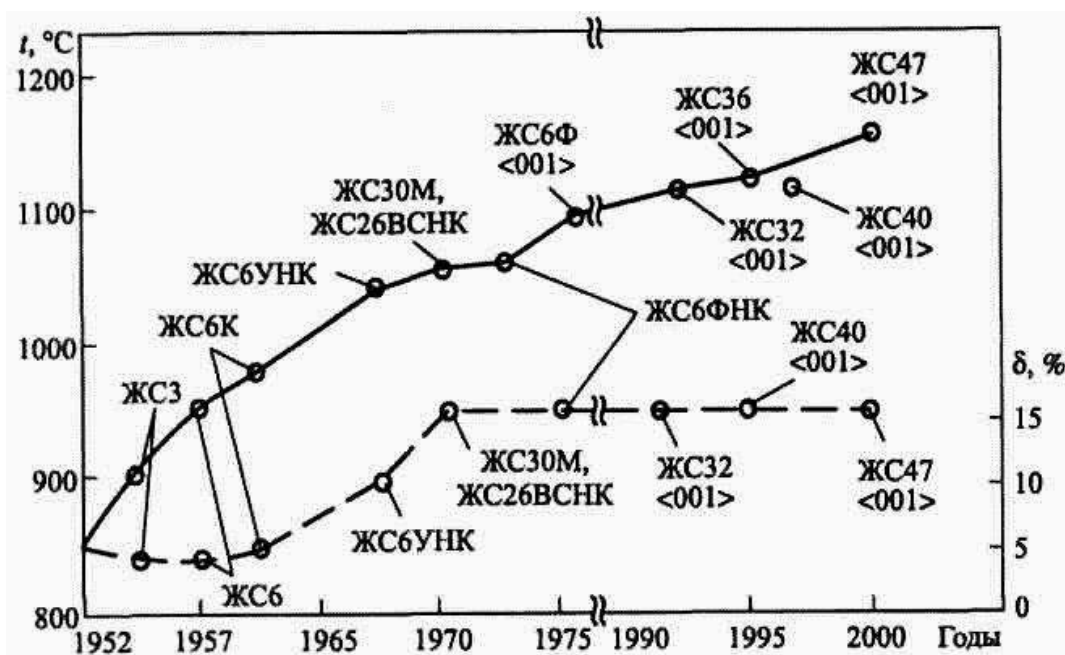


Рис. 6.5. Повышение рабочей температуры (сплошная линия) и пластичности (штриховая линия) литейных жаропрочных никелевых сплавов для лопаток турбин

Широкое распространение получили деформируемые сплавы ХН56ВМКЮ (ЭП109), ЖС6КП и литейные сплавы ЖС6К, ЖС6У, ЖС6Ф, ВЖЛ12У, ЖС26, ЖС30, ЖС32 и др. Сплавы обладают высокими механическими свойствами (табл. 6.2).

Деформируемые сплавы ХН56ВМКЮ и ЖС6КП применяют при температурах не выше 950 °С. Сплавы ЖС6У, ВЖЛ12У и ЖС6ФНК имеют более высокие допустимые значения температур в эксплуатации – 1000 °С для ЖС6У и ВЖЛ12У и 1050 °С для ЖС6ФНК.

Таблица 6.2

Механические свойства жаропрочных никелевых сплавов для лопаток газовых турбин

Марка сплава	Термическая обработка	σ_B^{900} , МПа	σ_{100}^{1000} , МПа	σ_{100}^{900} , МПа	$\delta, \%$
ХН56ВМКЮ	Закалка с 1220 °С, 5 ч и старение при 950 °С, 2 ч	650	60	270	6
ЖС6КП	Закалка с 1220 °С, 4 ч и старение при 900 °С, 16 ч	750	120	290	6
ЖС6У	Закалка с 1230 °С, 3 ч и старение при 950 °С, 2 ч	800	165	330	5
ВЖЛ12У	То же	780	150	320	5
ЖС6ФНК	»	850	180	450	12
ЖС32МОНО	Закалка с 1280 °С, 4 ч и старение при 950 °С, 2 ч	940	250	475	15
ЖС26ВСНК < 001 >	Закалка с 1265 °С, 3 ч и старение при 950 °С, 2 ч	880	200	410	16
ЖС36МОНО <001>	Закалка с 1280 °С, 4 ч и старение при 950 °С, 2 ч	950	255	480	14
ЖС36МОНО <001>	Закалка с 1280 °С, 4 ч и старение при 950 °С, 2 ч	950	255	480	14

Сплав ЖС6У без высокотемпературной термической обработки менее склонен к фазовым превращениям при длительных нагревах (900... 1050 °С). Отсутствие поперечных границ зерен, более низкий модуль упругости и более высокая пластичность сообщают сплаву ЖС6ФНК повышенную долговечность при воздействии высоких

температур и циклических термомеханических нагрузок. Температурные ограничения применения жаропрочных сплавов с дисперсионным упрочнением обусловлены растворением и быстрой коагуляцией упрочняющей γ' -фазы и падением жаропрочности.

Деформируемые сплавы имеют более мелкозернистую структуру, которая обеспечивает им повышенное сопротивление усталости, тогда как литейные сплавы с равноосной структурой характеризуются более высокой жаропрочностью.

Наиболее высокие механические свойства приобретают сплавы с монокристаллической структурой: ЖС32МОНО, ЖС36МОНО, ЖС40МОНО, ЖС47МОНО и др. Уменьшение содержания углерода в сплавах ЖС36, ЖС40 существенно снижает склонность к образованию микропор при кристаллизации отливок и повышает долговечность.

Для рабочих и сопловых лопаток газовых турбин применяют новые сплавы с низким содержанием углерода и повышенным содержанием Re и Ta. Сплавы такого типа обладают высоким уровнем жаропрочности, технологичны при получении отливок методом направленной кристаллизации, не склонны к образованию дефектов типа струйной ликвации и не подвержены рекристаллизации при термической обработке.

Направленная кристаллизация обеспечивает повышение пределов выносливости и длительной прочности, пластичности. Ниже приведены данные, характеризующие влияние кристаллизации на механические свойства сплавов:

Марка сплава	ЖС6У	ЖС6Ф	ЖС6УНК	ЖС6ФНК	ЖС32МОНО
σ_{-1}^{900} , МПа	290	260	310	350	380
σ_{100}^{1000} , МПа	170	180	185	190	250
δ , %	6	6	8	9...12	16...18

Развитие направленной кристаллизации позволило решить задачу получения эвтектик с ориентированной структурой, представляющих собой естественные композиционные жаропрочные сплавы. Температурный уровень их работы существенно выше, чем у сплавов с равноосной и направленной структурами. При высоких температурах основным упрочнителем жаропрочных

композиционных сплавов системы $\gamma/\gamma' - MeC$ являются волокна MeC , которые обладают высокой температурной стабильностью.

Порошковые жаропрочные никелевые сплавы. Диски последних ступеней компрессоров и турбин авиационных двигателей подвержены высоким нагрузкам и неравномерному нагреву. Например, обод диска нагревается до температур 550...800 °С, а ступицы дисков турбин – до 300...500 °С. Диски содержат большое количество концентраторов напряжений, поэтому применяемые для них материалы должны обладать определенными свойствами:

- высокой прочностью и жаропрочностью во всем диапазоне рабочих температур;
- низкой чувствительностью к концентраторам напряжений;
- высокой пластичностью при длительном и кратковременном нагружении;
- высоким сопротивлением малоциклового усталости;
- стабильностью структуры и фазового состава;
- хорошей технологичностью.

Выполнение этих требований достигается упрочнением твердого раствора, увеличением объемного содержания γ' -фазы, контролем за выделением карбидов и γ' -фазы по границам зерен и очисткой сплавов от вредных примесей.

Применяемые в современных отечественных авиационных двигателях сплавы для дисков не уступают по свойствам лучшим зарубежным аналогам, а по длительной прочности превосходят их. В этих сплавах используют принцип многокомпонентного легирования. В настоящее время для изготовления дисков турбин используются деформируемые сплавы ЭИ437Б (ХН77ТЮР), ЭИ698 (ХН73МБТЮ), ЭП742 (ХН62БМКТЮ), ЭП741НП и др.

Для получения оптимальной структуры и необходимых свойств диски подвергаются закалке и старению (табл. 6.3).

Более высокая жаропрочность сплавов ЭП742, ЭП975П обусловлена снижением содержания Cr до 8...10 %, введением W, Mo, Co и увеличением количества γ' -фазы до 60 %. В сплаве ЭП975П суммарное содержание W и Mo составляет 10...12 %, а Al и Ti – 7,5 %. При увеличении суммарного содержания γ' -фазы до 60 % в структуре появляется неравновесная эвтектика $\gamma + \gamma'$, поэтому нагрев при закалке проводят ступенчато, чтобы избежать оплавления эвтектики. Охлаждение дисков проводят в масле или на воздухе.

В авиационной технике для изготовления валов, дисков, лабиринтов широко применяют *диспергированный* сплав ЭП741НП. Компактирование дисков проводят при температуре закалки сплавов в газостатах. Термическая обработка дисков из диспергированных сплавов аналогична деформируемым.

Таблица 6.3

Термическая обработка и механические свойства никелевых сплавов для дисков турбин

Марка сплава	Термическая обработка	σ_{100}^{750} , МПа	δ , %	KCU , МДж/м ²	$t_{эксп.}$, °С
ЭИ437Б	Закалка с 1080 °С, 8 ч на воздухе и старение при 750 °С, 16 ч	350	15	0,5	700
ЭИ698	Двойная закалка с 1120 °С, 2 ч на воздухе и с 1000 °С, 3 ч на воздухе, старение при 800°С, 8ч	420	17	0,5	750
ЭП742	Двойная закалка с 1150 °С, 8 ч на воздухе и с 1050 °С, 4 ч на воздухе; старение при 850 °С, 8 ч	520	20	0,5	<800
ЭП975П	Горячее изостатическое прессование; закалка с 1240 °С, 4 ч на воздухе; старение 950 °С, 8 ч и 760 °С, 16 ч	740	15	0,3	<850
П741НП	Горячее изостатическое прессование; нагрев до 1210 °С, охлаждение печью до 1170°С и далее на воздухе; старение при 870 °С, 32 ч	705	13	0,4	<825

Применение порошковой металлургии обеспечивает более рациональное использование металла, уменьшение массы изделий.

7. ТУГОПЛАВКИЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

К тугоплавким относят металлы и сплавы, температура плавления которых выше 1700...1800 °С. В табл. 7.1. приведены некоторые свойства тугоплавких металлов.

Таблица 7.1

Физические и механические свойства тугоплавких металлов

Свой-ства	W	Re	Ta	Mo	Nb	Cr
$T_{пл.}, ^\circ C$	3380	3180	2996	2610	2468	1875
$\rho, г/см^3$	19,3	21	16,6	10,2	8,57	7,19
Крист. стр-ра	ОЦК	ГПУ	ОЦК	ОЦК	ОЦК	ОЦК
E, ГПа	410	470	185	334	110	294
$T_{ХВП}, ^\circ C$	200...400	-	-200	0...20	-200	300...350
$\sigma_B, МПа$	600...1100	-	200...400	800...900	200...350	270
$\sigma_B^{1100}, МПа$	235	-	120	175	57	25-85
$\delta, \%$	0	-	50-70	10-15	25-50	0-3

Высокая температура плавления и жаропрочность тугоплавких металлов обеспечивается большой прочностью межатомной связи (металлическая и большая доля ковалентной связи). Все тугоплавкие металлы имеют повышенную коррозионную стойкость в различных агрессивных средах, низкие коэффициенты теплового расширения.

Наибольший интерес для промышленности представляют сплавы на основе Mo, Nb, W и Cr. Обладающий многими ценными свойствами Re в виду малой распространенности и высокой стоимости используется в основном как легирующий элемент.

Свойства тугоплавких металлов сильно зависят от их чистоты, и поэтому в большей степени определяются методом получения, обеспечивающим различную чистоту по примесям внедрения. Основными методами производства W, Mo и Nb являются порошковая металлургия, вакуумно-дуговая, электронно-лучевая или зонная плавка.

Тугоплавкие металлы и их сплавы относятся к трудно обрабатываемым из-за большого сопротивления пластическому

деформированию, низкой технологической пластичности и опасности загрязнения примесями внедрения. Нагрев и обработку заготовок проводят в защитных средах или вакууме.

Тугоплавкие металлы, обладая многими достоинствами, имеют ряд специфических особенностей, затрудняющих их использование в качестве конструкционного материала.

Принципы легирования тугоплавких металлов. Тугоплавкие металлы легируют либо для уменьшения склонности к хрупкому разрушению при пониженных температурах, либо для повышения прочностных и жаропрочных характеристик.

Уменьшить склонность тугоплавких металлов к хладноломкости можно различными путями.

1) Повысить растворимость примесей внедрения в основном металле. Легированием можно существенно повысить растворимость примесей внедрения в Cr, Mo и W.

2) Предотвратить сегрегацию примесей в приграничных объемах и образования сплошной межзеренной пленки. Пластичность можно увеличить, легируя небольшими количествами Zr, La и элементов подгруппы VIIIA (Ni, Fe, Os, Ru и др.). Эти элементы предотвращают сегрегацию примесей внедрения на границах зерен, что приводит к повышению пластичности сплавов и понижению порога хладноломкости.

3) Способствовать формированию более стойких соединений легирующего металла с примесями внедрения, по сравнению с соединениями основного металла. Еще один способ повышения пластичности металлов, склонных к хладноломкости, состоит в легировании их элементами, которые образуют с примесями внедрения более стойкие соединения, чем основной металл. В результате такого легирования матрица сплава освобождается от вредных примесей, растворенных в ней. Так, например, легирование тугоплавких металлов небольшими количествами Zr, Ti, La, Ce, Y приводит к понижению температуры хладноломкости. Это результат рафинирующего действия указанных элементов. Как только они начинают растворяться в матрице сплава, температура перехода металла из пластичного состояния в хрупкое повышается.

4) Измельчить зерно модифицированием или рекристаллизацией. Еще один способ повышения пластичности – получение очень мелкозернистых структур, для чего могут быть использованы

все известные способы модифицирования литого металла, а также рациональные режимы и виды обработки металлов давлением.

5) Уменьшить напряжение течения и резкости повышения предела текучести с понижением температуры (растворное разупрочнение).

Введение Re в сплавы Cr, Mo и W оказывает весьма благоприятное влияние на их пластичность. Легирование Mo и W 25...35 % Re приводит к очень высокой пластичности, не характерной для этих металлов, а также к сильному снижению температуры перехода от вязкого разрушения к хрупкому (рис. 7.1). Это явление получило название «рениевого эффекта». Re повышает не только пластичность, но и прочность и жаропрочность.

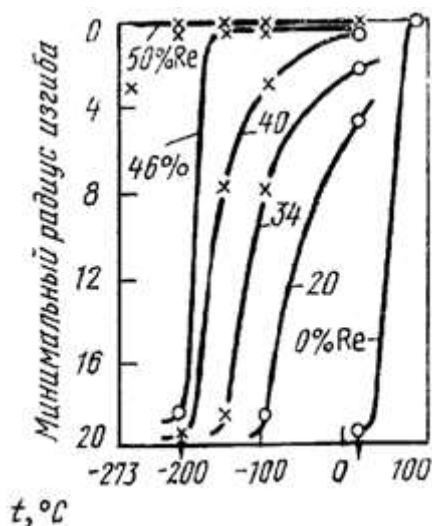


Рис. 7.1. Влияние Re на склонность к хладноломкости Mo

Для повышения прочности и жаропрочности тугоплавких металлов используют *растворное* и *дисперсное* упрочнение.

Растворное упрочнение растворов внедрения на основе тугоплавких металлов связано в основном с искажениями кристаллической решетки из-за внедрения атомов примеси и блокировкой дислокации примесными атомами. Это упрочнение при низких температурах очень велико: например, для Ta введение 0,02 % кислорода, углерода и азота повышает напряжение течения при 77 К на 45, 80 и 105 МПа, соответственно. Однако растворное упрочнение примесями внедрения сохраняется лишь до $0,1...0,2 T_{пл}$ и этот эффект не может быть использован для создания жаропрочных сплавов.

Растворное упрочнение в растворах замещения сохраняется до

температур порядка $0,5...0,6 T_{пл.}$; это более эффективный способ повышения жаропрочных свойств металлов, чем нагартовка. Этот способ широко применяют для тугоплавких металлов, так как значительное число элементов образует с тугоплавкими металлами непрерывные твердые растворы или растворяется в них в большом количестве.

Растворное упрочнение сопровождается повышением температуры перехода от вязкого разрушения к хрупкому (исключение составляет легирование Re), поэтому содержание легирующих элементов в твердом растворе не должно быть чрезмерно большим, чтобы сплавы не потеряли технологичность и пластичность.

Дисперсное упрочнение тугоплавких металлов, достигаемое старением или методами порошковой металлургии, обычно обеспечивается карбидами, нитридами или сложными соединениями (оксикарбидами, оксинитридами или оксикарбонитридами). У большинства тугоплавких металлов карбидная фаза более эффективно повышает жаропрочность, чем оксиды или нитриды.

Используя дисперсное упрочнение на основе тугоплавких металлов можно разработать жаропрочные сплавы с рабочей температурой до $0,6...0,7 T_{пл.}$. Эти предельные температуры составляют для W – $1900...2300$ °С; для Ta – $1700...2000$ °С; для Mo – $1450...1750$ °С и для Nb – $1300...1600$ °С. Максимальной стабильностью против термического разупрочнения обладают дисперсноупрочненные сплавы, полученные методом порошковой металлургии, хотя при сравнительно невысоких температурах они уступают по прочности сплавам с деформационным, растворным упрочнением и дисперсионным твердением.

Ниобий и его сплавы. Использование ниобия в качестве основы конструкционных жаропрочных сплавов для летательных аппаратов становится перспективным для температурного интервала $1100...1400$ °С. По удельной прочности в этом диапазоне температур с ниобиевыми сплавами могут конкурировать только сплавы на основе Mo, однако у них плотность в 1,2 раза выше плотности Nb.

Основными легирующими элементами ниобиевых сплавов являются W, Mo, Ti, Ta, V, Zr, Hf и небольшие количества элементов внедрения (C, O, N). Более тугоплавкие элементы, которые образуют с ниобием непрерывные твердые растворы, вводятся в количестве не

более 15...20 % для реализации твердорастворного механизма упрочнения основы. Zr (или Hf), легирование которыми в количествах 1...2 % переводит ниобиевые сплавы в группу гетерофазных, служат для образования упрочняющих фаз. Легирование W, Mo совместно с Zr, Hf и другими элементами существенно повышает температуру рекристаллизации сплавов – до 1250...1500 °С и в еще большей степени (в 1,2...1,5 раз) – модуль нормальной упругости вплоть до 1200...1400 °С, что дает возможность проектировать конструкции с повышенной удельной жесткостью.

По уровню жаропрочности ниобиевые сплавы можно разделить на: *высокожаропрочные* (рабочие температуры до 1200...1300 °С); *жаропрочные и относительно окалиностойкие* (до 1200...1250 °С); *технологичные и умеренно жаропрочные* (до 1100...1150 °С). Основой жаропрочных и высокожаропрочных сплавов являются сплавы систем: Nb – W, Nb – Mo или Nb – W – Mo, дополнительно легированные для образования карбидных упрочняющих фаз карбидообразующими элементами.

Технический ниобий обозначают как ВН1, сплавы системы Nb – Mo как ВН2, Nb – Mo – Zr как ВН2А, Nb – Mo – Zr – С как ВН3, Nb – W – Mo как 5ВМЦ.

Наиболее распространенный вид термической обработки ниобиевых сплавов – отжиг, обеспечивающий выделение упрочняющих фаз внедрения (карбидов, нитридов). Резервом повышения жаропрочности, который пока из-за технологических трудностей редко используется, является закалка с последующим старением. При температурах >1200 °С большинство сплавов теряют эффект дисперсионного упрочнения и сохраняют, в основном, твердорастворное упрочнение.

Работоспособность жаропрочных ниобиевых сплавов в окислительных высокотемпературных средах обеспечивают жаростойкими тугоплавкими покрытиями.

Рабочие температуры ниобиевых сплавов зависят от характера эксплуатационной среды. В нейтральных средах, в вакууме максимальные температуры длительной эксплуатации – 1300...1400 °С, кратковременной – 1500...1700 °С. Без покрытий температуры эксплуатации жаропрочных сплавов на воздухе не превышают 500...700 °С, жаростойких – 1000...1100 °С.

Ниобиевые сплавы применяются в теплонагруженных силовых и несилевых элементах конструкций авиационно-космической техники; энергетических установках и бортовой аппаратуре космических аппаратов; деталях и узлах двигательных установок, работающих в условиях ядерного (нейтронного) облучения; в элементах конструкций, работающих в расплавах щелочных металлов, жидкометаллических средах. Кроме того, ниобий и его сплавы используются как конструкционный материал в криогенных установках и деталях ракетно-космической техники, работающих в условиях глубокого холода, а также как конструкционный материал специального приборостроения – взамен более дорогого Та и сплавов на его основе.

Хром и его сплавы. Хром имеет высокую стойкость к окислению вплоть до 1000...1050 °С. Разработка хромовых сплавов сопряжена со значительными трудностями: хладноломкостью (при температурах ниже 0,1...0,2 $T_{пл}$ хром и почти все его сплавы становятся хрупкими); чрезвычайной чувствительностью к примесям внедрения; низкой стойкостью к механическим и термическим ударам, особенно в рекристаллизованном состоянии.

В хроме мало растворяются элементы внедрения (растворимость О, С, N, Н в сумме не превышает 0,0001 %), поэтому в сплавах на его основе всегда имеется избыток этих примесей, что приводит к образованию хрупких фаз внедрения и в большинстве случаев приводит к хрупким разрушениям.

Мелкозернистая структура сплава снижает температуру перехода в хрупкое состояние. Для получения такой структуры при изготовлении прутков, полос, труб применяют быстроходную предварительную деформацию литых заготовок при 1000...1600 °С. Прессование является единственным методом, обеспечивающим деформацию хрома и его сплавов без разрушения. В качестве защиты от окисления и охрупчивания хрома и его сплавов при нагреве под деформацию или термическую обработку используются атмосферы инертного газа или водорода, которые не образуют с хромом устойчивых твердых растворов и не влияют на его свойства.

Создание оптимальной структуры у хромовых сплавов осуществляется легированием основы небольшими количествами металлов IIIA-VA групп и PЗМ (Zr, Ti, Ta, Hf, V, La, Y, Ce, Nd, Gd). Эти элементы связывают примеси внедрения с образованием

дисперсных фаз типа карбидов, боридов, нитридов, оксидов, равномерно распределенных по границам зерен.

При создании жаропрочных сплавов на основе хрома используют преимущественно механизмы твердорастворного и дисперсионного упрочнения.

Промышленные хромовые сплавы принято разделять на две группы: малолегированные пластичные типа ВХ-1, ВХ-1И, ВХ-2, ВХ-2И и высоколегированные, которые, в свою очередь, делятся на пластичные типа ВХ-4 и малопластичные типа М-140, М-142, М-146. Основными легирующими элементами большинства промышленных сплавов обеих групп служат V, Ti, Ni, Zr, W, Mo, Hf, Ta, РЗМ (чаще всего Y).

Все промышленные сплавы хрома жаростойки на воздухе до температур не ниже 1100...1200 °С благодаря образованию на поверхности тугоплавкой оксидной пленки Cr₂O₃, малопроницаемой для кислорода. Однако она не предохраняет от диффузии из окружающей среды азота, которая приводит к охрупчиванию сплавов. Малолегированные сплавы хрома теряют пластичность после нагрева на воздухе уже при температурах выше 650 °С. Высоколегированные сплавы допускают более высокие температуры нагрева на воздухе без потери низкотемпературной пластичности.

Рабочие температуры применения сплавов на основе хрома до 1100...1150 °С длительно, до 1500 °С – кратковременно.

Хром широко используют как легирующий элемент конструкционных сплавов, а также как основной компонент высокотемпературных и износостойких защитных покрытий на детали из сталей и сплавов на основе Ni и Co.

Молибден и его сплавы. Молибден и его сплавы имеют удачное сочетание физико-химических и механических свойств: хорошую жаропрочность, высокий модуль упругости, малый коэффициент теплового расширения, удовлетворительную термостойкость, хорошую электропроводность при почти вдвое меньшей плотности по сравнению с W. Молибден более технологичен, чем W и Cr.

Недостатком молибдена является высокое значение температуры хладноломкости и отсутствие жаростойкости на воздухе. Он окисляется при температурах выше 300 °С (рис. 7.2), а при температурах выше 600 °С образуется летучий оксид – MoO₃, температура плавления которого составляет около 750 °С. При

температуре 770 °С скорость испарения оксида становится равной скорости его образования. Выше 980 °С скорость испарения увеличивается настолько, что расплавленный оксид уже не обнаруживается на поверхности металла.

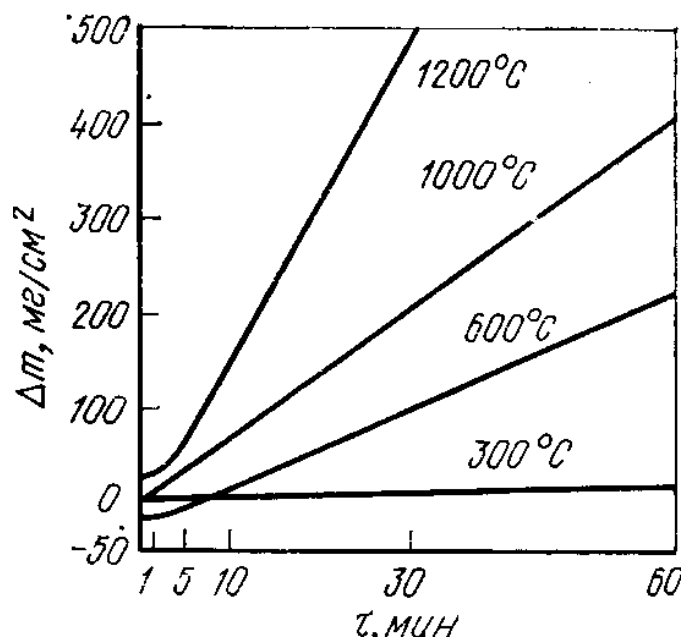


Рис. 7.2. Окисление молибдена при различных температурах

В окислительных средах молибден и его сплавы применяются только с защитными покрытиями.

Требование достаточной технологической пластичности ограничивает пределы легирования молибдена. В качестве легирующих элементов используют Zr, Ti, Hf, Nb, W, которые образуют с молибденом твердые растворы замещения и упрочняют его. Молибден с углеродом образует карбиды Mo₂C и MoC, концентрация карбидов по границам зерен способствует в большой мере проявлению хладноломкости. Карбидообразующие элементы, образуя дисперсные, термодинамически стабильные карбиды (TiC, ZrC), снижают температуру хладноломкости и увеличивают низкотемпературную пластичность. Одновременное повышение прочности и низкотемпературной пластичности в молибдене и его сплавах наблюдается при легировании Re – так называемый «рениевый эффект».

Работы по созданию молибденовых сплавов направлены на получение сплавов с более высокими значениями температуры рекристаллизации и пониженными значениями температур хладноломкости.

В низколегированных сплавах дополнительное упрочнение создается наклепом. К группе низколегированных однофазных сплавов относятся сплавы ВМ1, ЦМ2А, ВМ2 системы Мо – Тi – Zr, содержащие 0,08...0,4 % Zr, 0,2...0,4 % Тi и <0,01 % С.

Длительная прочность деформированных сплавов составляет для ВМ1 $\sigma_{100}^{1100} = 190...200$ МПа, для ЦМ2А $\sigma_{100}^{1200} = 65$ МПа.

Более высоким уровнем жаропрочности обладают гетерофазные, термически упрочняемые сложнолегированные молибденовые сплавы, но они менее пластичны.

К гетерофазным сплавам, обладающим большой жаропрочностью, относится сплав ВМ3, содержащий Тi, Zr, Nb и повышенное количество углерода (0,25...0,5 %), для него $\sigma_{100}^{1200} = 440$ МПа; ЦМВ30 и ЦМВ50 с 30 и 50 % W, а также с Nb и Re, $\sigma_{100}^{1700} = 300$ МПа.

Высокое значение прочности обеспечивается одновременным легированием молибдена W и ТаС. У сплава Мо – 15 % W – 1,5 % ТаС в рекристаллизованном состоянии при 1600 °С $\sigma_{\text{в}} = 280$ МПа, а при 2000 °С $\sigma_{\text{в}} = 150$ МПа.

Молибденовые сплавы используются до 1500 °С при длительном сроке эксплуатации и до 1800 °С при кратковременном ресурсе. Они применяются в конусах и соплах ракет, передних кромках крыла, обшивках конструкций космических летательных аппаратов, радиоантеннах, подшипниках скольжения для работы в расплавленных металлах, трубках теплообменников (рис.7.3).

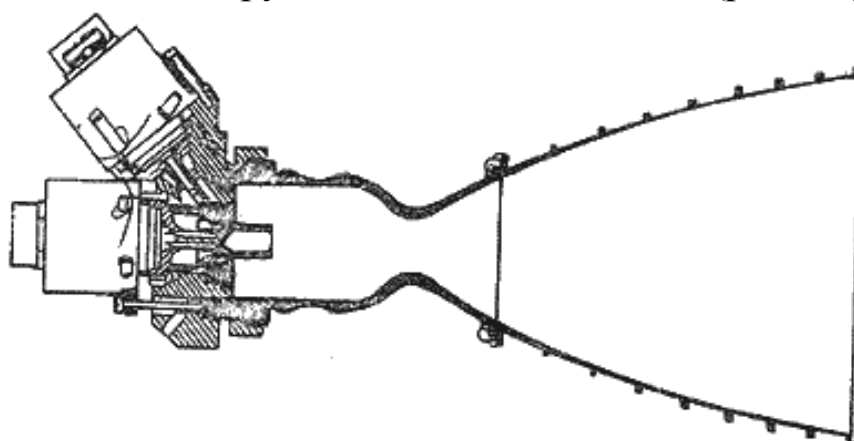


Рис. 7.3. Жидкостный ракетный двигатель реактивной системы управления служебного отсека и лунного корабля «Аполлон».

(Камера сгорания сделана путем механической обработки молибденовой поковки, имеет кварцевое покрытие, предохраняющее молибден от окисления)

Вольфрам и его сплавы. Среди тугоплавких металлов вольфрам имеет максимальную прочность межатомной связи, обладает наибольшей жаропрочностью, высоким модулем упругости, наименьшей склонностью к испарению в глубоком вакууме, высокой коррозионной стойкостью в кислотах, щелочах, парах и расплавах многих металлов. Вольфрамовые сплавы незаменимы для работы при 2000 °С и выше, т. е. в таких условиях, в которых другие сплавы работать под нагрузкой уже не могут.

Недостатками вольфрама, как конструкционного материала, являются высокая плотность, низкая жаростойкость, хладноломкость и трудная обрабатываемость. При температурах выше 700 °С вольфрам имеет повышенную скорость окисления (рис. 7.4).

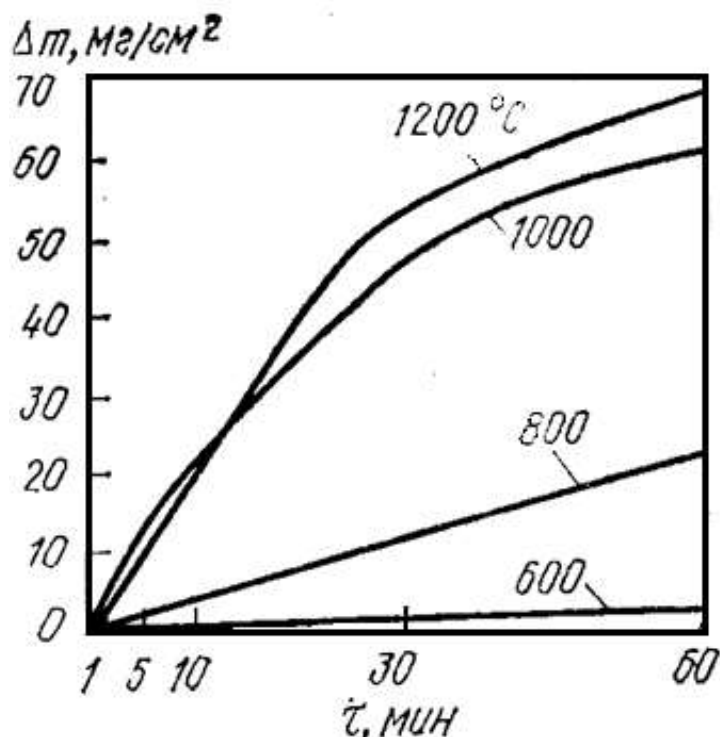


Рис. 7.4. Окисление вольфрама при различных температурах

Вольфрам образует несколько оксидов, при избытке кислорода образуется летучий оксид WO_3 . В окислительных средах он может быть использован только с защитным покрытием.

Защитные покрытия для вольфрама:

- многослойные покрытия, состоящие из последовательно нанесенных слоев Cr, Si и Rh, рекомендуются для защиты от окисления при 1650 °С в течение 20 мин;
- диффузионные силицидные покрытия защищают вольфрам при 1815 °С в течение 10 ч,

– керамические эмалевидные покрытия, содержащие тугоплавкие соединения (оксиды, бориды, карбиды), используются для кратковременной защиты при 2000...3000 °С.

– защитные слои оксидов ThO₂, HfO₂ и ZrO₂, нанесенные плазменным напылением, рекомендуются для защиты от окисления при температуре 2000...2700 °С.

Для получения оптимальных механических и технологических свойств необходимо обеспечивать высокую чистоту вольфрама по примесям внедрения, особенно по кислороду и углероду. Отожженный нелегированный вольфрам электродуговой плавки ВВ1 имеет $\sigma_B = 1400$ МПа.

Температура плавления вольфрама при введении любых легирующих элементов снижается. Элементы внедрения, образующие с ним эвтектики, приводят к наибольшему снижению температуры плавления.

Сплавы на основе вольфрама делятся на однофазные – типа твердых растворов, и гетерофазные – упрочненные дисперсными частицами карбидов, боридов и оксидов.

К группе однофазных сплавов относятся сплавы систем W – Nb и W – Mo, образующие непрерывный ряд твердых растворов. Высокопрочные деформированные сплавы системы W – Nb, рекомендуются для работы при температурах ниже 1700 °С.

К группе гетерофазных сплавов относятся сплавы системы W – Ta – C с карбидным упрочнителем. Примером этой системы является сплав ТСВ (W – 0,2 % Ta – 0,05...0,1 % C).

Перспективными являются сплавы вольфрама, легированные Zr, Hf, Nb, В и С. При температуре 1650 °С их кратковременная и длительная прочность в 3...5 раз выше соответствующих характеристик нелегированного W.

Для упрочнения вольфрама используют, наряду с карбидами, тугоплавкие оксиды типа ThO₂, V₂O₃, HfO₂, ZrO₂, Al₂O₃ и нитриды. Дисперсные частицы повышают температуру рекристаллизации, жаропрочность и жаростойкость.

Дисперсно-упрочненные сплавы вольфрама в виде тонкой проволоки применяются в качестве армирующих волокон для изготовления композиционных материалов.

Условия эксплуатации ракетных сопел требуют использования комбинированного материала значительной прочности, способного

противостоять напряжениям, возникающим в процессе работы, обладать достаточной охлаждающей способностью, позволяющего поддерживать температуру изделия ниже температуры плавления вольфрама. Для этого применяют спеченный вольфрам с контролируемой плотностью и пористостью (~ 75 % от теоретической), пропитанный низкоплавким металлом, который, испаряясь в процессе работы, охлаждает сопло. Для пропитки используют Cu ($T_{\text{пл}} = 1080 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{кип}} = 2600 \text{ }^{\circ}\text{C}$) и Ag ($T_{\text{пл}} = 960 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{кип}} = 2210 \text{ }^{\circ}\text{C}$).

Пористый вольфрам, пропитанный Cu и Ag, применяется и в электротехнической и электронной отраслях техники, а также для подшипников в космических летательных аппаратах.

Вольфрамовые сплавы применяются для изготовления сопел ракетных двигателей, конусов ракет, деталей топливных элементов в атомных установках, катодов термоэмиссионных преобразователей.



*Рис. 7.5. Примеры изделий из вольфрама.
(Из сайта ООО «Zhuzhou Jiabang Refractory Metal Co.»)*

8. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ

Интерметаллиды применяются в технике для различных назначений. Например, алюминиды и силициды являются хорошими защитными покрытиями при горячем деформировании химически активных металлов, такие интерметаллиды как SmCo_5 , $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$, Fe_{14}NdB используют как материалы с высокими магнитными характеристиками, некоторые интерметаллиды (Nb_3Sn , Nb_3Al , Nb_3Ge и др.) относятся к перспективным сверхпроводящим материалам.

Интерметаллиды могут служить и в качестве конструкционных материалов, в том числе и в авиационной и космической технике. Первым объектом обстоятельных исследований в этом направлении стали алюминиды титана TiAl и Ti_3Al , так как они обладают малой плотностью, высокой жаростойкостью и жаропрочностью, хорошими литейными свойствами. Однако они являются весьма хрупкими при комнатной и повышенных температурах. Тем не менее, в настоящее время разработан ряд сплавов на основе алюминидов Ti_3Al и TiAl с механическими и технологическими свойствами, обеспечившими их практическое применение. Интерметаллиды на основе алюминидов являются и перспективными жаропрочными материалами (Ni_3Al , NiAl).

Особый класс сплавов составляют материалы с эффектом памяти формы.

Общая характеристика интерметаллидов. *Интерметаллическими соединениями* или *интерметаллидами* называют соединения металлов между собой. Интерметаллиды делят на *дальтони́ды*, *бертоллиды* и *фазы Курнакова*.

Под *дальтонидами* понимают фазы на основе интерметаллидов постоянного химического состава, которым на кривых «состав – свойство» соответствует особая, сингулярная точка (рис. 8.1, *а*, точка *С*), положение которой не зависит от температуры измерения свойств. *Бертоллиды* – это фазы на основе интерметаллидов переменного химического состава, для которых на кривых «состав – свойство» нет сингулярных точек (рис. 8.1, *б*, *в*). На диаграммах «состав – свойство» бертоллидных фаз могут наблюдаться максимумы или минимумы свойств, но они не носят сингулярного характера и их положение зависит от температуры и давления. Бертоллиды меняют свой химический состав при плавлении (рис. 8.1,

в), или могут быть твердыми растворами на основе мнимых интерметаллидов (рис. 8.1, з).

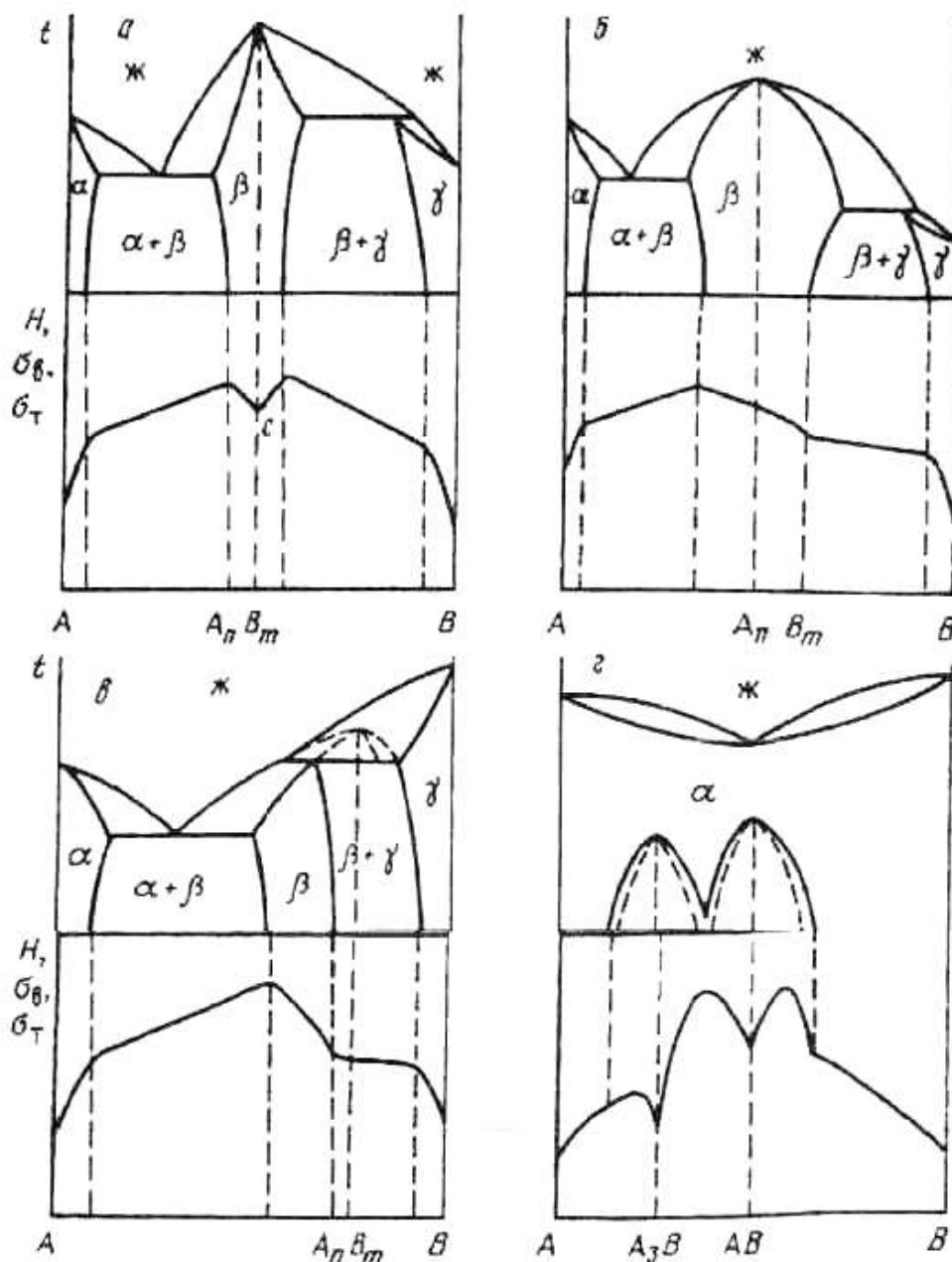


Рис. 8.1. Схемы зависимостей прочностных свойств сплавов от состава для систем с дальтонидами (а), бертоллидом (б, в) и сверхструктурами Н.С. Курнакова (з)

Под *фазами Курнакова* понимают непрерывные твердые растворы между дальтонидами и бертоллидами. Они образуются в результате упорядочения атомов неупорядоченных твердых растворов при понижении температуры (рис. 8.1, з). Впервые такие фазы были обнаружены в сплавах системы Cu – Au (Cu_3Au , CuAu).

К настоящему времени известны более 1500 интерметаллических соединений, которые образуют около 200 различных типов кристаллических структур. К перспективным конструкционным материалам относят следующие типы интерметаллидов:

- 1) фазы типа A_3B с кубической кристаллической решеткой $L1_2$ (Ni_3Al , Ni_3Si , Ni_3Fe , Ni_3Mn , Zr_3Al);
- 2) фазы типа A_3B с гексагональной решеткой DO_{19} (Ti_3Al , Ti_3Sn);
- 3) алюминиды типа Me_3Al (A_3B) со структурой, отличной от $L1_2$ и DO_{19} ($Fe_3Al - DO_3$; $Nb_3Al - O_h^3$);
- 4) алюминиды типа $MeAl_3$ ($NbAl_3$, $NiAl_3$, $TaAl_3$, $TiAl_3$, $ZrAl_3$); их кристаллические структуры различны;
- 5) фазы типа AB с кристаллической решеткой $L1_0$ ($TiAl$, $CuAu$);
- 6) фазы типа AB с кристаллической структурой $B2$ ($NiAl$, $CoTi$, $CoZr$, $NiBe$, $FeAl$, $FeCo$, $TiNi$);
- 7) тройные алюминиды со структурой $L1_2$: $Al_{1-x-y}Ti_xMe_y$ ($Me = Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Ni$; $x = 0,24 \dots 0,28$; $y = 0,08 \dots 0,14$);
- 8) тройные фазы Лавеса ($TiCr_{1,5}Si_{0,5}$; $TaFeAl$; $TaNiAl$; $NbNiAl$);
- 9) силициды ($MoSi_2$, $NbSi_2$, Ni_3Si , $TiSi_2$, Ti_5Si_3 ; Mg_2Si ; $CoSi_2$).

Высокотемпературные интерметаллидные сплавы должны обладать следующими свойствами: высокими прочностными и жаропрочными удельными характеристиками, достаточным сопротивлением усталости, приемлемой пластичностью и технологичностью, высоким сопротивлением коррозии и окислению.

Наибольший практический интерес представляют алюминиды и сплавы на их основе, что обусловлено следующими причинами:

– алюминиды и сплавы на их основе обладают высокими прочностными и жаропрочными характеристиками при рабочих температурах, свойственных никелевым сплавам, и выше них (при меньшей плотности);

– алюминий существенно понижает плотность сплавов. Так, в частности, плотность интерметаллида $TiAl$ в 2,5 раза меньше, чем у жаропрочных никелевых сплавов. Пониженная плотность алюминидов способствует повышению удельных характеристик прочности и жаропрочности;

– по сравнению с другими материалами алюминиды обладают высоким сопротивлением окислению. Одним из лучших материалов в

этом отношении является интерметаллид Fe_3Al , обладающий и высокой коррозионной стойкостью;

– алюминий относится к сравнительно недорогим, недефицитным легирующим элементам.

Основными факторами, затрудняющими применение интерметаллидов и сплавов на их основе как конструкционных материалов, являются свойственная интерметаллидам хрупкость, особенно при комнатной температуре, недостаточное в некоторых случаях сопротивление окислению, ненадежность методов проектирования и предсказания длительности эксплуатации изделий из интерметаллидов, отсутствие поставщиков качественной продукции из интерметаллидов и высокая стоимость изделий.

Высокая хрупкость интерметаллидов является их природным свойством, однако в некоторых случаях может быть вызвана и сегрегацией примесей на границах зерен. Природная хрупкость интерметаллидов обусловлена большим вкладом ковалентной (или ионной) связи в общую связь. Сильная ковалентная связь способствует и легкому межзеренному разрушению.

Для повышения пластичности интерметаллидов используют микролегирование и легирование, формирование оптимальной микроструктуры, повышение чистоты исходных материалов. Например, введение примерно 0,02...0,1 % В в алюминид никеля Ni_3Al и практически во все сплавы на его основе устраняет зернограничное разрушение и сильно повышает их пластичность. Атомы бора сегрегируют на границах зерен, залечивая пустоты и заполняя вакансии. Бор, по-видимому, изменяет также строение границ зерен, так что облегчается передача скольжения из одного зерна в другое. Содержание бора должно быть небольшим, так как при его содержаниях больше предела растворимости образуется боридная эвтектика, служащая местом зарождения трещин. Однако бор не является универсальным микролегирующим элементом. Так, в частности, его введение в алюминиды титана Ti_3Al и $TiAl$ не дает какого-либо существенного пластифицирующего эффекта.

Макролегирование обычно проводится не только с целью повышения пластичности, но и улучшения всего комплекса эксплуатационных свойств. Повышение пластичности при макролегировании может быть достигнуто в результате уменьшения ковалентной составляющей связи, создания благоприятной

дислокационной структуры с более высокой подвижностью дислокаций, обеспечения действия более благоприятных систем скольжения, изменения кристаллического или фазового состава и структурного состояния. Легирующие элементы в интерметаллиде замещают тот или другой его компонент или оба сразу. Например, в интерметаллиде Ni_3Al атомы Ga, Ge, In, Mo, Sb, Si, Sn, Ta, Ti, V, W замещают атомы алюминия, а атомы Cr, Fe, Mn – атомы никеля и алюминия одновременно.

К новым направлениям легирования следует отнести упрочнение интерметаллидов дисперсными частицами. При дисперсном упрочнении необходимо соблюдать следующие условия: подобие кристаллических решеток выделяющейся фазы и матрицы, подобие химических элементов, составляющих данные фазы, и незначительное различие периодов кристаллических решеток. К подобным сплавам относятся $\text{NiAl} - \text{NbNiAl}$, $\text{NiAl} - \text{Ni}_3\text{AlTi}$, $\text{NiAl} - \text{TaNiAl}$, $\text{NiAl} - \text{Ni}_2\text{AlTi}$. Дисперсное упрочнение, реализуемое методами порошковой металлургии, обеспечивают оксиды. К таким сплавам принадлежат, в частности, интерметаллиды FeAl , Fe_3Al , NiAl , Ni_3Al , Ti_3Al , упрочненные оксидами (Al_2O_3 , Y_2O_3), карбидами (HfC), боридами (TiB_2).

Наилучший комплекс механических свойств наблюдается при определенных типах и параметрах микроструктуры. В общем случае нужно стремиться к возможно более мелкозернистой структуре. С измельчением зерна повышаются пластические и прочностные характеристики, затрудняется зернограничное разрушение, понижается температура хладноломкости, создаются условия для сверхпластической деформации. Мелкозернистую структуру можно получить кристаллизацией при больших скоростях охлаждения, выбором оптимальных условий термомеханической обработки.

Сплавы на основе алюминидов титана. Из промежуточных фаз, образующихся в системе Ti – Al, наибольший практический интерес представляют алюминиды Ti_3Al и TiAl (рис. 8.2). Интерметаллид Ti_3Al (α_2 -фаза) представляет собой сверхструктуру на основе α -фазы, в которой атомы титана и алюминия расположены упорядоченно, имеет ГП кристаллическую решетку.

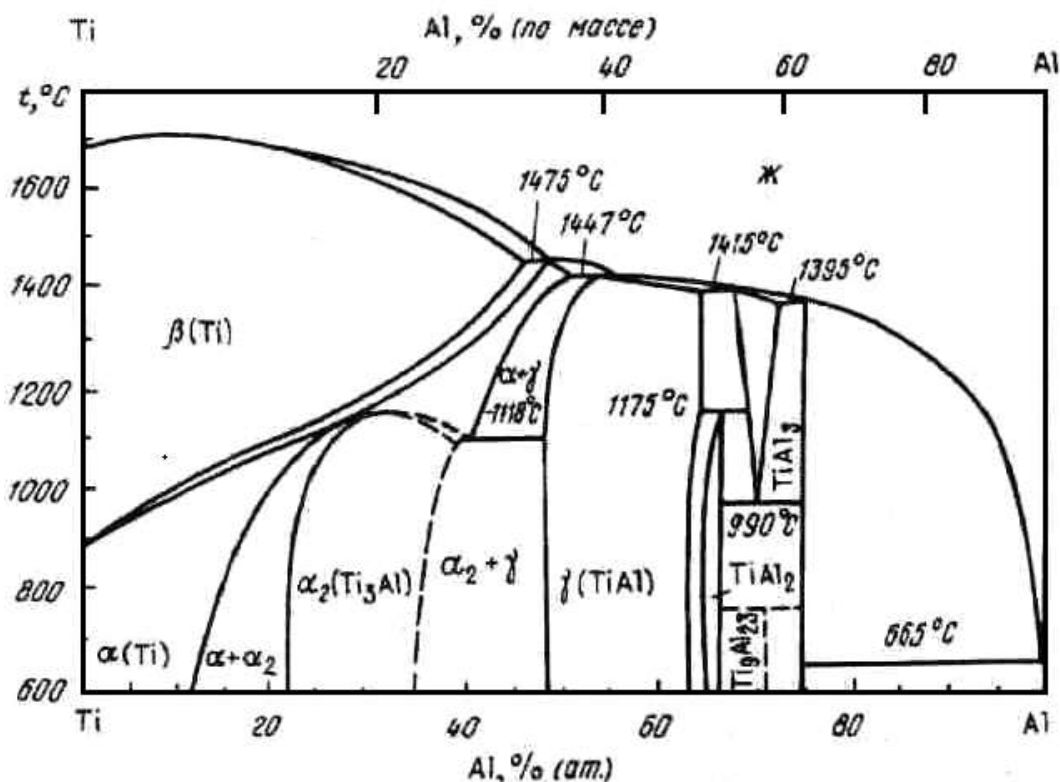


Рис. 8.2. Диаграмма состояния системы Ti – Al

Механические свойства интерметаллида Ti_3Al при комнатной температуре сильно зависят от чистоты по примесям, типа и параметров микроструктуры, величины и формы зерен. Поэтому механические свойства интерметаллида Ti_3Al меняются в широких пределах: $\sigma_b = 220...600$ МПа, $\delta = 0...0,5$ %. Модули упругости в меньшей степени зависят от указанных выше факторов и составляют $E \approx 140$ ГПа; $G \approx 52,5$ ГПа. Плотность алюминида Ti_3Al равна $4,20$ г/см³.

При повышении температуры временное сопротивление разрыву интерметаллида Ti_3Al повышается примерно до 700 °С, а затем снижается. До 600 °С разрушение носит хрупкий характер, так что разрушение происходит до достижения предела текучести. При температурах выше 650 °С повышается подвижность дислокаций, начинает развиваться их поперечное скольжение и переползание, что и обуславливает повышение пластичности интерметаллида.

Создание мелкозернистой структуры термомеханической обработкой или методами порошковой металлургии приводит к существенному повышению пластичности. В области хрупкого разрушения (при 400 °С) относительное удлинение интерметаллида Ti_3Al с мелким зерном достигает $3,2$ %, а при переходе к вязкому

разрушению (600...650 °С) относительное удлинение возрастает с 15 до 45 %. Интерметаллид Ti_3Al с такой структурой при малой скорости деформации ($5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) обнаруживает при 1000 °С признаки сверхпластичности ($\delta > 120 \%$; $m = 0,46$).

Механические свойства алюминида Ti_3Al могут быть улучшены легированием Hf, Mo, Nb, Ta, V, W, Zr и некоторыми другими элементами. Наилучшие результаты дает легирование Nb, так что система $Ti_3Al - Nb$ является основополагающей при разработке сплавов на его основе.

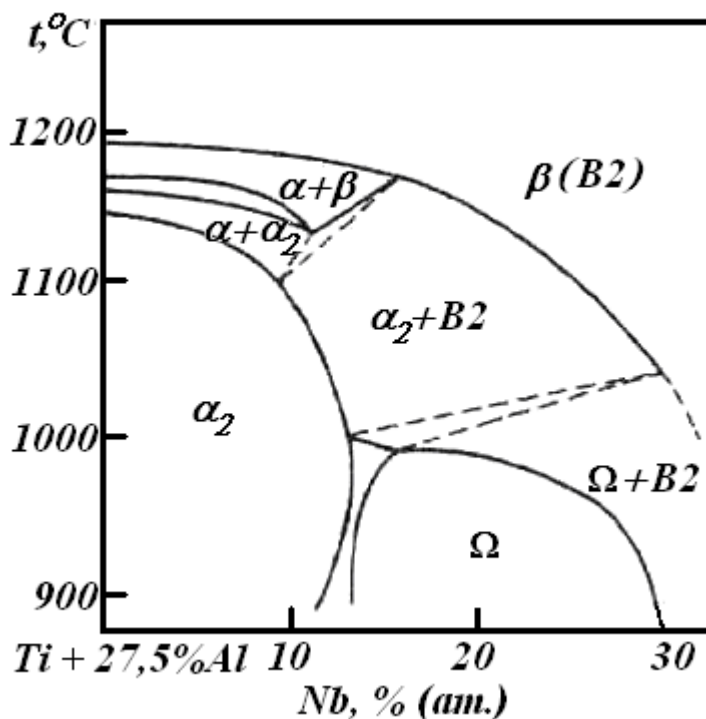


Рис. 8.3. Вертикальный разрез диаграммы состояния $Ti_3Al - Nb$

Nb понижает температуру перехода сплавов в β -область (рис. 8.3), причем при легировании β -фазы Nb неупорядоченный твердый раствор переходит в упорядоченное состояние с кубической решеткой $B2$. Упорядочение β -фазы по типу $B2$ структуры было обнаружено также в богатых Al сплавах систем $Ti - Al - Mo$, $Ti - Al - Ta$, $Ti - Al - V$. Полностью упорядоченная структура образуется вблизи состава Ti_2AlX . Растворимость Nb в α_2 -фазе при 900...1000 °С составляет примерно 12,5 % (ат.) или 24 % (по массе). Фаза Ω представляет собой твердый раствор на основе интерметаллида Ti_2AlNb с ромбической структурой.

Nb существенно повышает пластичность интерметаллида Ti_3Al , несколько снижая жаропрочность. Повышение пластичности Ti_3Al при легировании Nb объясняется действием дополнительных систем скольжения как при комнатной, так и повышенных температурах.

Интерес к сплавам на основе Ti_3Al в последнее время несколько снизился в связи с разработкой высокожаропрочных деформируемых псевдо α -сплавов типа ВТ18У. Характеристики жаропрочности у наиболее удачно легированных псевдо α -сплавов и их предельные рабочие температуры (до ~ 600 °С) примерно такие же, как и у сплавов на основе Ti_3Al , а технологические возможности лучше.

Интерметаллид $TiAl$ обладает упорядоченной тетрагонально искаженной ГЦК решеткой. Область гомогенности этого интерметаллида в системе Ti – Al достаточно велика (рис. 8.2).

Пластичность интерметаллида $TiAl$ при температурах ниже 700 °С ничтожно мала. Пластическая деформация этого интерметаллида может осуществляться скольжением одиночных дислокаций с вектором Бюргера $a/2\langle 101 \rangle$ и сверхдислокаций с векторами Бюргера $a\langle 101 \rangle$ и $a/2\langle 112 \rangle$. Однако при температурах, близких к комнатной, все эти дислокации заблокированы из-за сильно развитых ковалентных связей. Поскольку в $TiAl$ все дислокации при комнатной температуре заблокированы, даже монокристаллы этого интерметаллида разрушаются хрупко.

Выше температуры 700 °С пластичность интерметаллида резко возрастает из-за снятия блокировки дислокаций и как следствие увеличения их подвижности; помимо этого, начинается интенсивное двойникование по системам $\{111\}\langle 112 \rangle$. Эти эффекты можно объяснить уменьшением ковалентной составляющей связи.

В зависимости от чистоты и микроструктуры механические свойства интерметаллида $TiAl$ колеблются в широких пределах и при комнатной температуре составляют: $\sigma_b = 350\text{...}580$ МПа; $\delta = 0,5\text{...}1,5$ %, $E = 175$ ГПа, $G = 67$ ГПа. Из-за высокого содержания алюминия плотность интерметаллида $TiAl$ невелика ($3,8$ г/см³).

В зависимости от технологии получения заготовок, режимов горячей деформации и термической обработки можно получить три основных типа структур интерметаллида $TiAl$: lamellarную (пластинчатую), рекристаллизованную и смешанную (дулексную). Механические свойства интерметаллида $TiAl$ при комнатной температуре с такими типами структур приведены в табл. 8.1.

Таблица 8.1

Влияние типа структуры интерметаллида TiAl на механические свойства

Тип структуры	Механические свойства		
	σ_B , МПа	δ , %	σ_{100}^{700} , МПа
Ламельная	350...400	0,5	480
Рекристаллизованная	580	0,8	310
Дуплексная	550	1,5	380

Мелкозернистый интерметаллид TiAl проявляет определенную склонность к сверхпластичности; при температуре 800 °С и скорости деформации $8,3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ относительное удлинение составляет более 225 %.

Из двойных сплавов на основе интерметаллида TiAl наилучшей пластичностью обладают сплавы, содержащие 47...48 % (ат.) Al.

Пластичность алюминида TiAl может быть повышена при легировании третьими компонентами: Be, Cr, Nb, Mo, Ni, Si, Sn, Mn, V, W, Ag, Ga. Повышение пластичности может быть связано с уменьшением вклада ковалентной и увеличением доли металлической связи, что уменьшает степень блокировки дислокаций. Наилучший комплекс свойств достигается при многокомпонентном легировании.

К лучшим сплавам на основе TiAl относят Ti – 48 % Al – 2 % Cr – 2 % Nb. Этот сплав обладает хорошим сочетанием пластичности и технологичности, высокими характеристиками жаропрочности, коррозионной стойкости.

Благодаря низкой плотности и достаточно высоким прочностным характеристикам и сплавы на его основе TiAl превосходят существующие жаропрочные сплавы на основе Ti, Fe и Ni по удельным значениям модулей упругости и показателям жаропрочности в интервале температур вплоть до 850...900 °С.

Сплавы на основе алюминидов никеля. Из алюминидов никеля наибольший интерес как жаропрочные материалы представляют интерметаллиды Ni_3Al и NiAl , обладающие при сравнительно небольшой плотности достаточно высокими характеристиками жаропрочности и жаростойкости.

Алюминид никеля Ni_3Al составляет основу фазы бертоллидного типа – γ' -фазы (рис. 8.1). Фаза Ni_3Al – это сверхструктура с кубической решеткой, в элементарной ячейке которой атомы алюминия занимают вершины куба, а атомы никеля – центры граней.

При комнатной температуре σ_B литого алюминида Ni_3Al стехиометрического состава (13,3 % Al) составляет 190...215 МПа при $\sigma_{0,2}$ 85...92 МПа и δ около 1 %. Увеличение содержания алюминия до 14 % приводит к некоторому повышению прочностных характеристик ($\sigma_B = 270...350$ МПа; $\sigma_{0,2} = 100...110$ МПа) и относительного удлинения ($\delta = 1,2...1,7$ %) литого интерметаллида. Предел текучести интерметаллида Ni_3Al , полученного методами порошковой металлургии, колеблется в пределах от ~ 100 МПа при размере зерна $d \sim 1000$ мкм до ~ 900 МПа при $d \sim 3$ мкм. Относительное удлинение при этом составляет 1...2,5 %.

Монокристаллы Ni_3Al обладают высокой пластичностью. В то же время поликристаллы Ni_3Al отличаются хрупкостью. Хрупкость поликристаллов Ni_3Al является не природным свойством этого интерметаллида, а следствием слабости границ зерен и трудности аккомодации скольжения по границам зерен.

Пластичность и прочность интерметаллида Ni_3Al можно повысить измельчением зерна и повышением чистоты исходных материалов. Однако наиболее эффективный способ повышения комплекса его свойств состоит в легировании.

Одна из задач легирования алюминида Ni_3Al заключается в повышении его низкотемпературной пластичности и уменьшении склонности к межзеренному разрушению. Эта цель достигается легированием Ni_3Al такими элементами как В, Zr, Hf, Cr, Mn, Fe, Co, Si. Пластичность алюминида никеля возрастает в результате уменьшения при легировании энергии активации термически активируемых дислокационных процессов и увеличения числа действующих систем скольжения.

Низкотемпературную пластичность Ni_3Al наиболее эффективно повышают небольшие добавки бора (0,05...0,1 %), который, сегрегируя на границах зерен, устраняет межзеренное разрушение. Интерметаллид Ni_3Al без добавки бора имеет относительное удлинение около 1 %, а относительное удлинение сплавов никеля с 0,1 % бора при комнатной температуре достигает 35...50 %. Сплав с 0,1 % В можно прокатать в холодную со степенью деформации 90 %

без промежуточных отжигов. Эффективность влияния бора на пластичность зависит от соотношения Ni/Al в сплаве: при введении 0,1 % В в сплав с 24 % Al относительное удлинение повышается до ~ 35 %, а та же добавка бора в сплав с 26 % Al не изменяет пластичность сплава.

Бор оказывает благоприятное влияние и на пластичность сложнолегированных сплавов.

По возрастанию интенсивности упрочнения легирующие элементы можно расположить в следующей последовательности: Cr, V, Ti, Mo, W, Nb, Ta, Zr, Hf. Следовательно, элементы тем сильнее упрочняют Ni₃Al, чем дальше от никеля они располагаются в Периодической системе Д.И. Менделеева. Повышение прочностных характеристик сплавов при легировании указанными элементами обусловлено растворным упрочнением. Это упрочнение сохраняется до температур примерно 800 °С. Вместе с тем, при температурах 850...1000 °С все исследованные легирующие элементы понижают прочностные характеристики интерметаллида Ni₃Al.

Представляют интерес сплавы на основе Ni₃Al, легированные железом, в которых железо частично замещает никель, а частично алюминий. При содержании железа до 10 % сплавы сохраняют однофазную структуру, а при больших концентрациях железа становятся двухфазными ($\gamma + \gamma'$). Сплавы, содержащие 6...15 % Fe, хорошо обрабатываются давлением и из них легко получить листы толщиной 0,8 мм холодной прокаткой. Сплавы отличаются повышенным пределом текучести по сравнению с Ni₃Al, легированным бором, отличной коррозионной стойкостью, удовлетворительной свариваемостью. Дополнительное легирование сплавов Ni – Al – Fe – В марганцем и титаном повышают предел текучести при сохранении достаточно высокой пластичности.

Отечественные сплавы на основе Ni₃Al – ВКНА-1В и ВКНА4У относятся к комплексно-легированным. В литом состоянии их структура представлена первичными кристаллами γ' -твердого раствора на основе Ni₃Al, тугоплавкой эвтектикой ($\gamma + \gamma'$) и пограничными выделениями карбидов типа MeC. В сплаве ВКНА-1В содержится более 90 % фазы на основе интерметаллида Ni₃Al, около 8,5 % γ -фазы (на основе никеля) и 1,2... 1,5 % карбидов. Как и для других сплавов на основе Ni₃Al, предел текучести отечественных сплавов повышается до 700 °С, а затем падает, относительное

удлинение имеет минимум при 700 °С. Длительная прочность сплава ВКНА-1В при температурах 1100...1200 °С при испытаниях на воздухе выше, чем из лучших жаропрочных никелевых сплавов (табл. 8.2).

Таблица 8.2

Длительная прочность сплавов типа ВКНА при температурах 1100...1200 °С.

Сплав	Плотность, г/см ³	σ_{100}^{1100}	σ_{100}^{1150}	σ_{100}^{1200}
		МПа		
ВКНА-1В	7,938	100	65	50
ВКНА-4У	7,91	110	75	50
ВКНА-25	8,105	130	85	48

Более высокие прочностные и жаропрочные свойства обеспечивает формирование при литье монокристаллической структуры. Горячее прессование, прессование с последующим отжигом приводят к более высоким механическим свойствам при комнатной температуре, но при этом теряется жаропрочность.

Интерметаллическое соединение Ni₃Al может быть основой создания литейных жаропрочных сплавов с рабочими температурами до 1250 °С, отличающихся пониженной плотностью и высокой термической стабильностью. В настоящее время они испытываются как материалы сопловых лопаток ГТД (рис. 8.4).

Интерметаллид NiAl (31,5 % Al) относится к дальтонидам (рис. 8.1) с упорядоченной ОЦК кристаллической решеткой. Температура плавления NiAl – 1638 °С, теоретическая плотность – 6,02 г/см³.

Моноалюминид никеля при комнатной температуре обладает хрупкостью, которая выражена у него сильнее, чем у Ni₃Al. Хрупкость алюминида NiAl – его природное свойство, самой тщательной очисткой его не удастся перевести в пластичное состояние. Упорядоченная структура соединения NiAl не имеет достаточного количества независимых систем скольжения сверхдислокаций для обеспечения пластической деформации поликристаллического материала.



Рис. 8.4. Сопловые лопатки из сплавов типа ВКНА

Из-за высокой хрупкости трудно оценить истинные значения прочностных характеристик интерметаллида NiAl. При испытаниях на растяжение при комнатной температуре временное сопротивление литого алюминид никеля стехиометрического состава (31,5 % Al) колеблется в пределах от 20 до 110 МПа при нулевом относительном удлинении. Интерметаллид нестехиометрического состава (25...28 % Al) обладает более высокими прочностными характеристиками ($\sigma_B = 140...220$ МПа), но тоже при нулевом относительном удлинении.

Тем не менее при точном соблюдении химического состава, высокой чистоте исходных материалов и оптимальных условиях получения интерметаллида можно достигнуть относительного удлинения 2 % при комнатной температуре. Пластичность можно также повысить методом быстрого затвердевания, обеспечивающего формирование нанокристаллической структуры.

Многие легирующие элементы растворяются в NiAl в больших количествах, замещая в решетке атомы никеля, алюминия или того и другого элемента одновременно. В связи с большой растворимостью легирующих элементов в NiAl растворное упрочнение – один из перспективных способов улучшения его механических свойств.

Положительное влияние на пластичность оказывают микролегирование NiAl добавками Y, Ga, Cr, Mo, Cu, легирование большими количествами Fe или Co, приготовление сплавов из исходных материалов высокой чистоты. Прочностные характеристики NiAl повышают Ti, Nb, Ta, Cu.

Сплавы на основе NiAl более жаропрочны, чем на основе Ni₃Al, но пути повышения их пластичности менее изучены.

Сплавы, обладающие эффектом памяти формы. Деформация металлов и сплавов может быть упругой и пластической.

Упругая деформация отличается способностью возвращать деформацию при удалении вызвавших ее усилий. Природа упругости хорошо известна: под нагрузкой атомы испытывают некоторые небольшие взаимные смещения (например, удаляются друг от друга при растяжении), обычно в пределах не более 0,1 % расстояния между ними. В результате при удалении внешней силы позиции атомов становятся неэквивалентны исходным, и деформация непременно восстанавливается по мере разгрузки кристалла.

Пластическая деформация в большинстве случаев осуществляется сдвигом, когда одна часть кристалла проскальзывает по отношению к другой по соприкасающимся атомным плоскостям кристаллической решетки. При таком скольжении вектор сдвига (вектор Бюргерса) оказывается обязательно кратным межатомному расстоянию в направлении сдвига. Взаимное расположение атомов в любом месте кристалла до и после сдвига оказывается одинаковым, т.е., сдвиг не порождает стимулов для восстановления приобретенной кристаллом деформации, и таким образом пластическая деформация должна быть необратимой.

При пластическом сдвиге элементарная ячейка не искажается, смещаясь как целое, а значит, и симметрия кристалла не изменяется. Продукт сдвига становится неотличимым от исходного, и как следствие после удаления нагрузки накопленная деформация сохраняется, что демонстрируется, например, с помощью диаграммы растяжения (рис. 8.5). Здесь на этапе нагрузки (кривая OA) возникла деформация более 40%, основная часть которой сохраняется и после удаления напряжений (отрезок OB).

Другой механизм пластической деформации – механическое двойникование (рис. 8.6). Оно – как механизм неупругой деформации в принципе родственно скольжению, хотя и с некоторыми ограничениями.

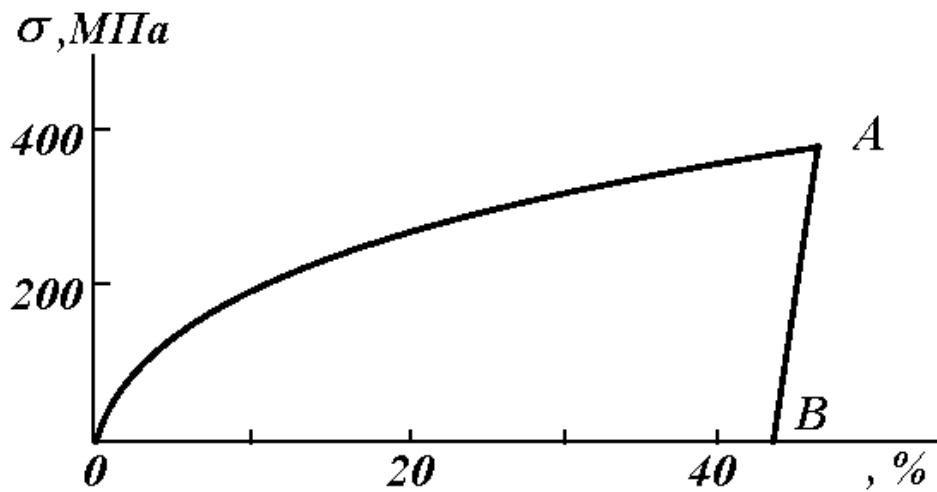


Рис. 8.5. Диаграмма растяжения меди:
 σ – напряжение, ϵ – относительная деформация

В исходной решетке, имеющей расстояние между соседними атомами d , по плоскости скольжения aa (ее называют плоскостью двойникования) осуществляется сдвиг вправо на вектор s в каждом слое кристалла, так что в n -м слое сдвиг равен ns . Это приводит к зеркальному отображению верхней части кристалла относительно нижней, а в макроскопическом отношении – к изменению формы кристалла.

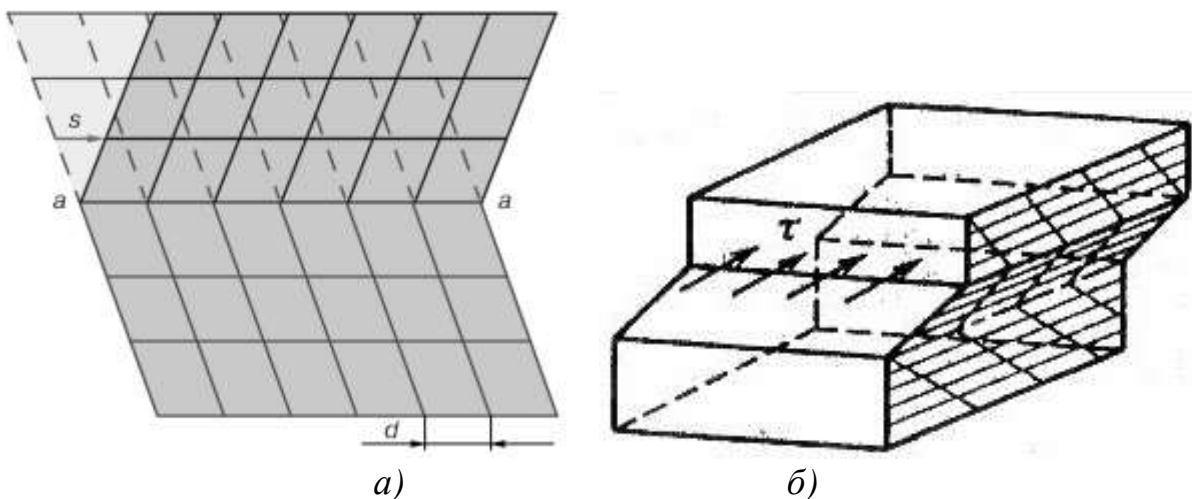


Рис. 8.6. Схема реализации механического двойникования (а) и результат двойникования (б)

Величина сдвига в случае двойникования строго фиксирована (она равна ns), а возникшая конфигурация атомов тождественна исходной, но повернута в пространстве. Здесь также не видно причин

для самопроизвольного восстановления деформации при удалении силы, вызвавшей сдвиг, но такая причина может возникнуть, если двойникование происходит внутри среды: в ней из-за стесненности деформации будут генерироваться напряжения, стремящиеся вернуть кристаллу исходную форму. И действительно, обнаруживается, что иногда образовавшиеся двойники самопроизвольно исчезают посредством раздвойнивания, то есть сдвигами в обратном направлении. Раздвойникование сопровождается, конечно, и восстановлением приобретенной деформации, притом уже на этапе разгрузки. Это явление часто называют двойниковой сверхупругостью или двойниковой псевдоупругостью. Двойникованием, например, может деформироваться кальцит.

Кроме пластической деформации и механического двойникования могут быть и другие варианты реализации деформаций неупругого характера, связанные прежде всего с изменением кристаллической структуры твердого тела при фазовом превращении. Характерной особенностью такой деформации обычно оказывается ее полная обратимость, то есть деформация возникает при прямом и исчезает при обратном фазовом переходе. Сейчас известны сотни веществ, изменяющих свою кристаллическую структуру при так называемых обратимых мартенситных превращениях. Это сплавы на основе систем: Cu-Zn, Cu-Zn-Al, Cu-Zn-Si, Cu-Zn-Sn, Cu-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Mn-Al, Mn-Cu, Fe-Mn-Si, In-Tl, Ni-Al, Fe-Pt и др.

В процессе мартенситных превращений атомы не мигрируют далеко по кристаллу, а перемещаются на расстояния, не превышающие межатомные. При этом смещения атомов в новые позиции происходят кооперированно в большом ансамбле частиц и сопровождаются деформационными явлениями.

Простейшим примером служит превращение в церии, когда одна из его модификаций с кубической симметрией при изменении температуры переходит в аналогичную, но с другим параметром элементарной ячейки. Подобное фазовое превращение, происходящее без диффузионного перемещения атомов и не вызывающее изменения кристаллической симметрии, называется изоморфным. Оно сопровождается лишь заметным скачком плотности. Изменение температуры в обратную сторону инициирует обратное превращение.

Другой пример – кобальт. У него параметры решеток таковы,

что плотность до и после превращения практически одинакова, так что фазовое превращение в кобальте можно рассматривать как способ деформирования кристалла чистым сдвигом.

В общем случае мартенситные превращения, как правило, сопровождаются и сдвигами, и изменениями объема. Они чаще всего реализуются по гораздо более сложным схемам, чем у церия и кобальта.

Таким образом, традиционные взгляды на пластичность как на сдвиговые перестроения ансамблей атомов совершенно недостаточны; мы видим, что в равной мере есть и другие возможности. Особо подчеркнем, что если обычная пластичность не сопровождается возникновением стимулов, способствующих возврату сообщенной кристаллу деформации, то в остальных рассмотренных случаях этот стимул присутствует. При двойниковании он вызывается механическими причинами, а именно стремлением кристалла уменьшить упругую энергию, возникшую в силу стесненности образования двойника.

При фазовых превращениях энергия образующихся фаз всегда зависит от температуры, механических напряжений, электрических и магнитных полей и т.д. Отсюда видно, что у механизмов неупругости, альтернативных обычной пластичности, появляется новое качество – стремление при определенных обстоятельствах вернуть приобретенную кристаллом деформацию за счет обратного фазового перехода или раздвойникования.

Механизм эффекта памяти формы. В основе ЭПФ большинства сплавов лежат так называемые термоупругие мартенситные превращения (ТУМП). Теория мартенситных превращений основывается на фундаментальных представлениях о закономерном характере перестройки кристаллической решетки и когерентности сосуществующих фаз аустенита и мартенсита.

Для сплавов с ТУМП характерна зависимость фазового состава от температуры, представленная на рис. 8.7.

При охлаждении материала из аустенитного состояния мартенсит начинает образовываться с некоторой температуры M_H . При дальнейшем охлаждении количество мартенситной фазы увеличивается, и полное превращение аустенита в мартенсит заканчивается при некоторой температуре M_K . Ниже этой температуры термодинамически устойчивой остается только

мартенситная фаза. При нагреве превращение мартенсита в аустенит начинается с некоторой температуры A_H и полностью заканчивается при температуре A_K . При полном термоциклировании получается гистерезисная петля. Ширина гистерезисной петли по температурной шкале $A_K - M_H$ или $A_H - M_K$ может быть различной для разных материалов: широкой или узкой (рис. 8.7, а, б). При наличии механических напряжений температуры M_H , M_K , A_H и A_K могут смещаться в сторону более высоких температур, и в этом случае их обозначают как M_H^σ , M_K^σ , A_H^σ и A_K^σ .

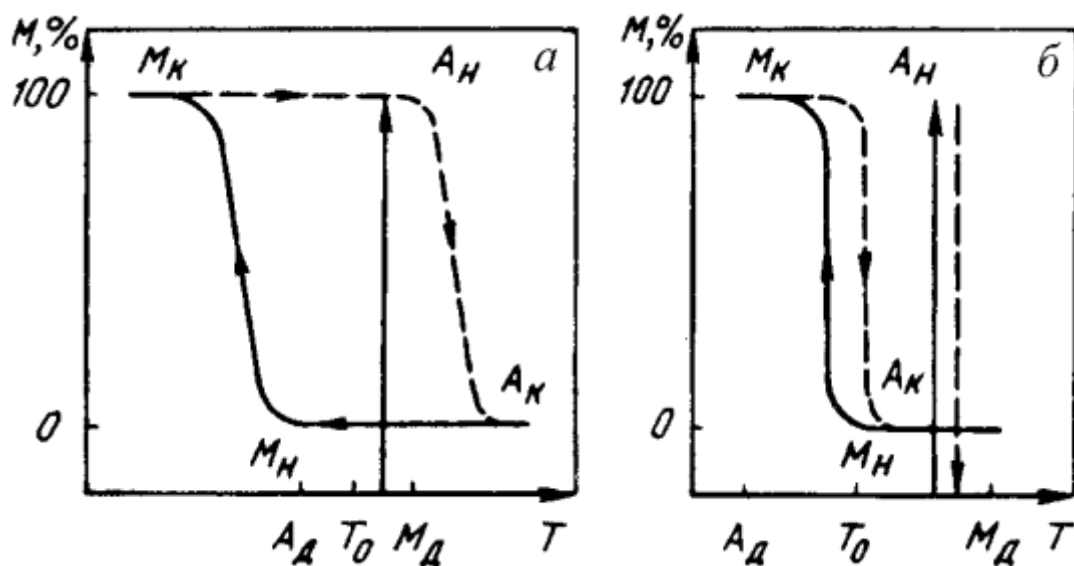
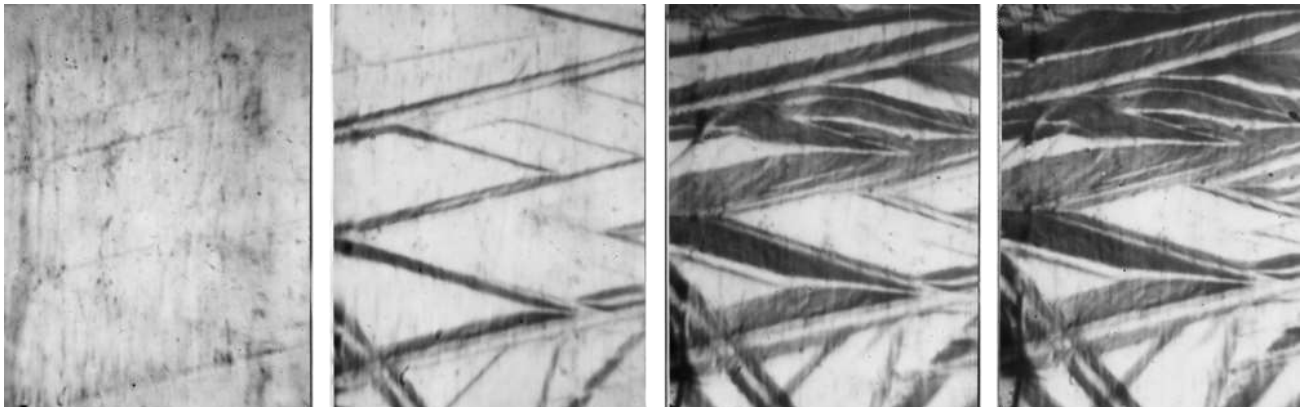


Рис. 8.7. Зависимость фазового состава сплава от температуры:
а – широкий гистерезис; б – узкий гистерезис

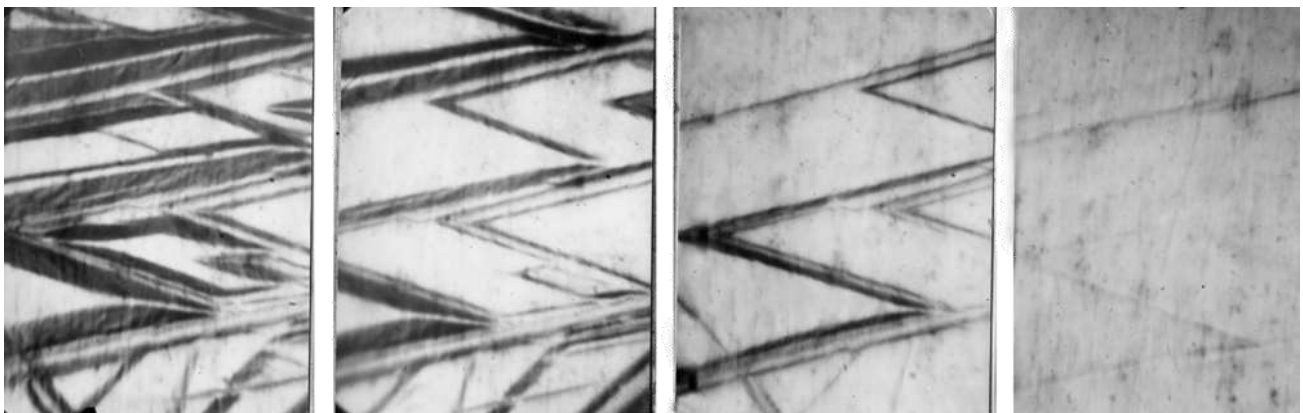
Важно отметить, что при ТУМП (в отличие от обычных мартенситных превращений, например в сталях) межфазные границы между аустенитом и мартенситом сохраняют когерентность и являются легко подвижными. При охлаждении (прямое превращение) в интервале температур ($M_H - M_K$) зарождаются и растут кристаллы мартенсита, а при нагреве (обратное превращение) в интервале температур ($A_H - A_K$) кристаллы мартенсита исчезают (превращаются в аустенит) в обратной последовательности (рис. 8.8).

Для изотропного материала при отсутствии внешних напряжений мартенситные пластины, образующиеся при прямом превращении, не имеют преимущественной ориентировки, и локальные сдвиговые деформации в среднем по объему компенсируются. В процессе обратного превращения ($M \rightarrow A$)

перестройка решетки в исходную протекает строго в обратной последовательности. При этом не наблюдается макроскопического изменения формы материала, за исключением небольшого изменения объема (например, для TiNi изменение объема составляет около 0,34 %, что на порядок меньше, чем для сталей (~ 4 %)).



Охлаждение



Нагрев

Рис. 8.8. Рост и исчезновение кристаллов мартенсита при охлаждении и нагреве (сплав Cu – Al – Mn)

При наличии в материале ориентированных напряжений (например, действие внешней нагрузки) мартенситные пластины приобретают преимущественную ориентировку, и локальные сдвиговые деформации приводят к макроскопическому изменению формы образца (принцип Ле Шателье-Брауна). В процессе обратного превращения ($M \rightarrow A$) происходит точная обратная перестройка решетки, при этом локальные сдвиговые деформации исчезают и, следовательно, устраняется макроскопическое изменение формы. Внешнее проявление такого поведения материала интерпретируется как ЭПФ.

Для полного восстановления формы необходимо, чтобы мартенситное превращение являлось кристаллографически обратимым. Кристаллографическая обратимость превращения предполагает не только восстановление кристаллической структуры, зависящей от обратного превращения, но и восстановление кристаллографической ориентировки исходной фазы перед превращением. Кроме того, необходимо, чтобы деформация осуществлялась без участия скольжения, так как скольжение является необратимым процессом, и при нагреве деформация не устраняется.

Мартенситное превращение может инициироваться не только изменением температуры, но и порождаться механическими усилиями. В соответствии со сказанным, различают термомартенсит и механомартенсит, и при анализе фазовых диаграмм (рис. 8.7) вводят обычно еще три характеристических температуры: T_0 , M_δ , A_δ , где T_0 – температура термодинамического равновесия; M_δ – температура, ниже которой мартенсит может возникнуть не только вследствие понижения температуры, но и под действием механического напряжения; A_δ – температура, выше которой аустенит может появиться не только вследствие нагревания, но и под действием механических напряжений.

Расположение этих температур относительно петли гистерезиса оказывает влияние на поведение материала при термосиловом воздействии. В случае узкого гистерезиса (рис. 8.7, б) температура M_δ может оказаться правее температуры конца аустенитного превращения A_κ , а при широком гистерезисе – левее этой температуры (рис. 8.7, а).

В сплавах с узким гистерезисом наведенный механомартенсит, т. е. мартенсит, образованный под действием внешней нагрузки при температуре ниже M_δ (но выше A_κ), будет термодинамически неустойчивым и при разгрузке он должен исчезнуть. На рис. 8.7 превращения «аустенит – мартенсит» условно обозначены вертикальными стрелками. В таких материалах наблюдается так называемый эффект псевдоупругости, очевидно связанный с этими явлениями.

При широком гистерезисе наведенный механомартенсит будет термодинамически устойчивым и сохраняется при разгрузке. Деформации в этом случае исчезнут только после нагрева, т. е. после завершения реакции $M \rightarrow A$.

Основные эффекты термомеханического поведения материалов с памятью формы. Диаграмма деформирования материалов с ЭПФ, испытывающих обратимые фазовые превращения (рис. 8.9), существенно отличается от таковой для обычных материалов. После упругого деформирования (участок OA) материал испытывает значительную пластическую деформацию с очень малым деформационным упрочнением (участок AB), где пластичность обусловлена фазовым превращением. Дальнейшее деформирование материала протекает как обычно (участок BCD). Напряжение, соответствующее началу пластической деформации (точка A), связанной с фазовыми превращениями, принято называть фазовым пределом текучести σ_T^Φ в отличие от обычного предела текучести σ_T .

Фазовый предел текучести зависит от температуры испытания (рис. 8.9, б) и имеет минимальное значение при температуре, близкой к M_H .

Протекание обратимых фазовых превращений в сплавах с ЭПФ сопровождается рядом необычных термомеханических эффектов, основные из которых рассмотрены ниже.

Эффект пластичности превращения (ЭПП). Этот эффект можно проиллюстрировать следующим образом. Образец из сплава с ЭПФ при температуре выше A_K^σ (в аустенитном состоянии) нагружается силой P (рис. 8.10) и затем охлаждается. В интервале температур ($M_H^\sigma - M_K^\sigma$) наблюдается интенсивное накопление деформации $\varepsilon_{пп}$ в результате прямой мартенситной реакции. После снятия нагрузки деформация $\varepsilon_{пп}$ сохраняется. При последующем нагревании деформированного образца в интервале температур ($A_H^\sigma - A_K^\sigma$) деформация $\varepsilon_{пп}$ устраняется, что является демонстрацией ЭПФ.

Существует линейная зависимость между $\varepsilon_{пп}$ и приложенными напряжениями до определенных значений, выше которых наблюдаются отклонения различного характера.

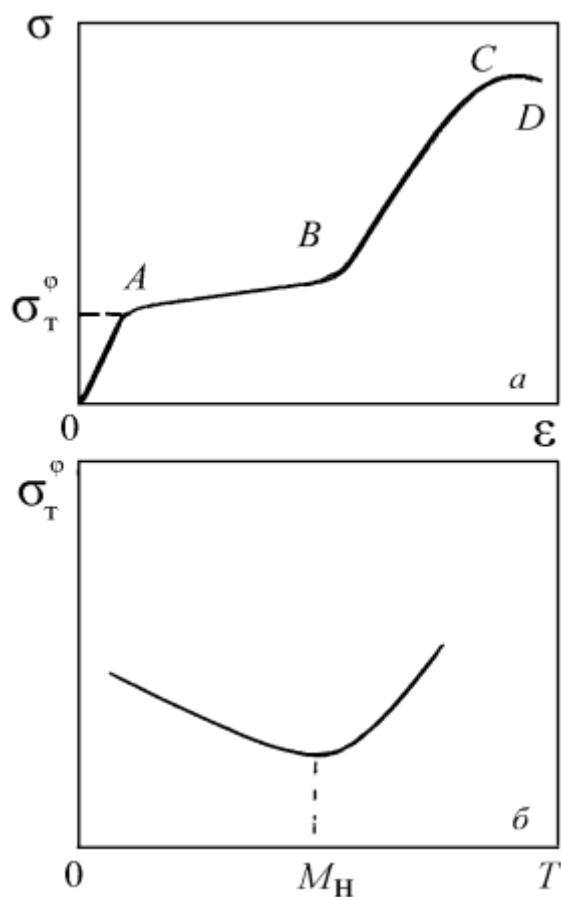


Рис. 8.9. Схема диаграммы деформирования (а) и зависимость фазового предела текучести от температуры испытания (б) материала с ЭПФ

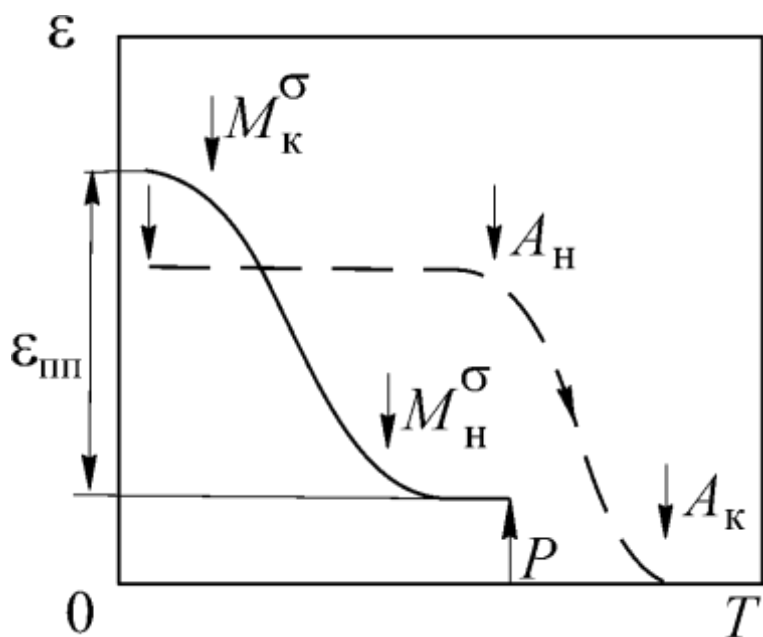


Рис. 8.10. Накопление деформации под нагрузкой при охлаждении (сплошная линия) и устранение ее при нагреве без нагрузки (пунктирные линии)

Эффект памяти формы. Феноменологию ЭПФ можно проиллюстрировать следующим образом. Образец деформируют (например, растяжением) при температуре ниже M_d (рис. 8.11, *a*). При достижении напряжения σ_τ^ϕ образец деформируется пластически (участок AB), и эту деформацию называют фазовой (ϵ^ϕ), так как она вызвана фазовыми превращениями «аустенит – мартенсит», или «мартенсит – мартенсит», или их комбинациями. В некоторых случаях фазовая пластическая деформация может протекать в несколько стадий, что определяется многостадийностью фазовых превращений (например, в сплавах системы $\text{Cu} - \text{Al} - \text{Ni}$).

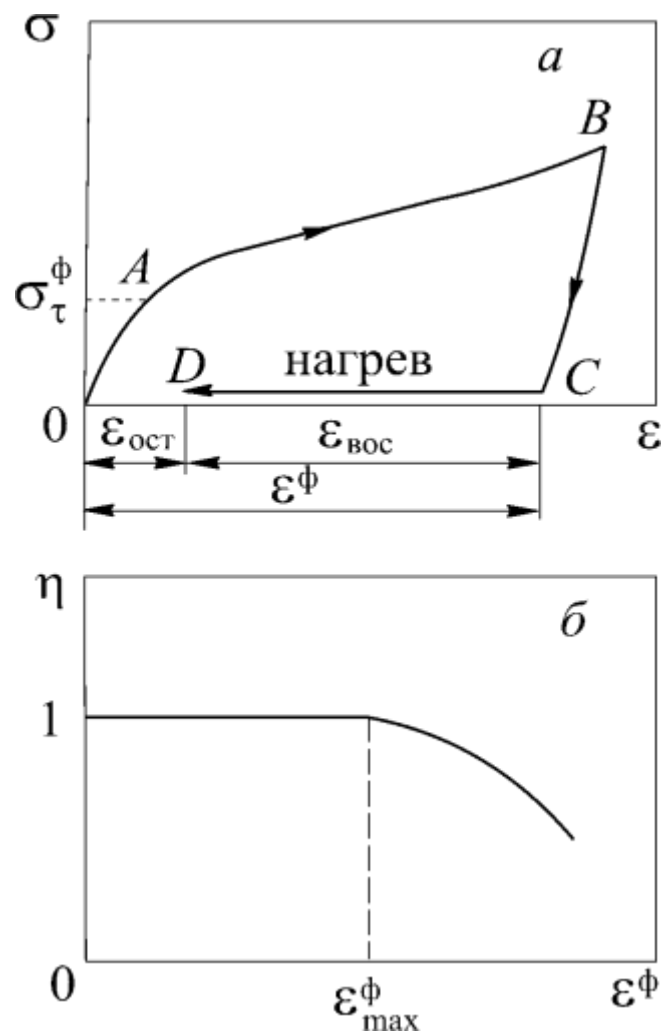


Рис. 8.11. Схема реализации ЭПФ (*a*) и зависимость степени восстановления формы от предварительной деформации (*б*)

После разгрузки (участок BC) фазовая деформация (ϵ^ϕ) сохраняется в образце. При нагреве образца в результате протекания обратного мартенситного превращения в интервале температур ($A_H -$

A_K) фазовая деформация восстанавливается (участок CD). Это явление и называется эффектом памяти формы.

В случае, когда восстановленная деформация $\varepsilon_{\text{вос}} < \varepsilon^{\Phi}$, в образце сохраняется некоторая остаточная деформация $\varepsilon_{\text{ост}}$, накапливаемая в результате инициализации необратимых каналов пластичности, например, дислокационных.

Зависимость степени восстановления деформации η , определяемая как $\eta = (\varepsilon_{\text{вос}} / \varepsilon^{\Phi})$, представлена на рис. 8.11, б. Максимальная фазовая деформация, которая восстанавливается полностью ($\eta = 1$) при реализации ЭПФ, зависит от материала, его термомеханической обработки и условий деформирования (например, для сплавов на основе $\text{TiNi} = 6...12\%$, для сплавов $\text{Cu} - \text{Al} - \text{Mn} = 4...10\%$).

Наиболее эффективным способом деформирования является деформирование в режиме эффекта пластичности превращения, когда наиболее полно реализуются деформационные возможности фазовых превращений. Однако технологически такой способ трудно осуществим. Реально на практике используется схема активного деформирования при температуре, близкой к M_H , при которой деформирующие нагрузки минимальны (рис. 8.9, б).

Обратимая память формы. У многих материалов в процессе термоциклирования в ненагруженном состоянии через интервалы прямого и обратного мартенситных превращений при охлаждении деформация накапливается (1), а при нагреве (2) восстанавливается (рис. 8.12).

Это свойство называют обратимой (двусторонней) памятью формы, которое имеет способность не исчезать практически после любого числа теплосмен. Данный эффект может быть инициирован только за счет деформационного воздействия на металл: во-первых, активным пластическим деформированием мартенсита или аустенита в изотермических условиях; во-вторых, термоциклированием материала под нагрузкой через интервал фазовых превращений. Эффект обратимой памяти формы резко расширяет возможности применения сплавов с ЭПФ в приборах и конструкциях многократного циклического действия.

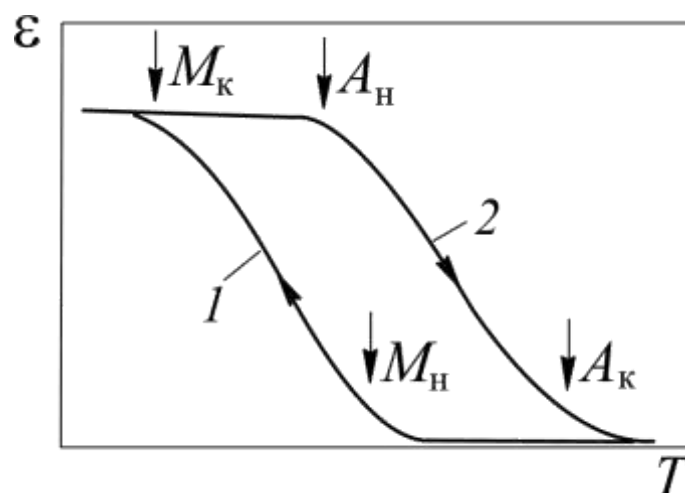


Рис. 8.12. Накопление (1) деформации при охлаждении и ее восстановление (2) при нагреве в сплаве с ЭПФ в ненагруженном состоянии после предварительного термоциклирования под нагрузкой через интервал $M_K - A_K$

Применение сплавов с эффектом памяти формы. Типичным представителем металлических материалов с памятью формы является никелид титана эквиатомного состава, содержащий 55 % Ni.

В настоящее время наша промышленность производит полуфабрикаты из сплавов на основе никелида титана нескольких марок, обладающих эффектом памяти формы с различными температурами ее проявления. Ниже приведены температурные интервалы возврата формы для некоторых сплавов:

Сплав	ТН-1	ТНМ-3	ТН-1К	ВСП-1
Температурный интервал возврата формы, °С	+40 ...+110	+60...+100	-160 ...-70	+40...+80

Для практического использования сплавов с памятью формы необходимо знать интервалы прямого и обратного мартенситного превращений $M_H - M_K$ и $A_H - A_K$. Эти температуры определяют назначение материала и температурный интервал эксплуатации изделий. Температурная область мартенситных превращений в сплавах типа ТН изменяется в широких интервалах от + 80 °С (Ti + 48 ат. % Ni) до -180 °С (Ti + 52 ат. % Ni). Легирующие элементы могут расширить диапазон изменения температурного интервала мартенситных превращений.

Усилия, развиваемые сплавами ТН при восстановлении формы, находятся в пределах от 400 до 900 МПа. Величина усилий возврата

не связана с объемом памяти и коррелирует только с прочностными свойствами высокотемпературной фазы. Они значительно превышают предел текучести низкотемпературной фазы.

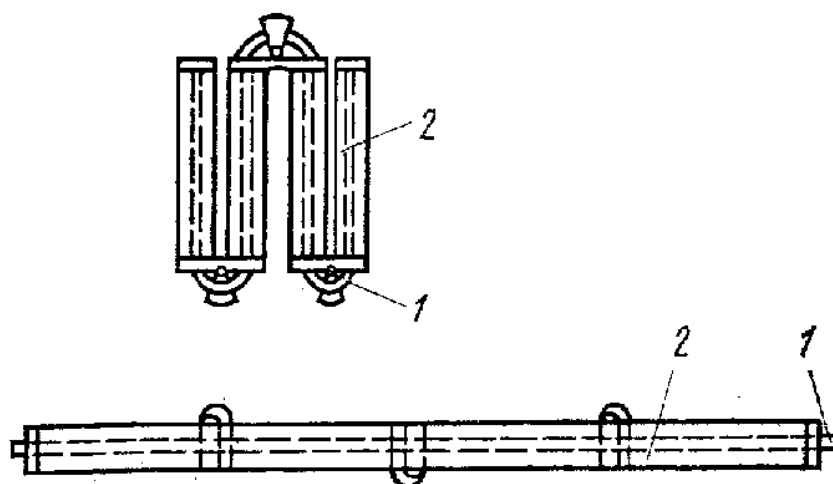


Рис. 8.13. Саморазворачивающийся элемент каркаса солнечной батареи, состоящий из привода (1) и профилей (2), изготовленного из материала с памятью формы

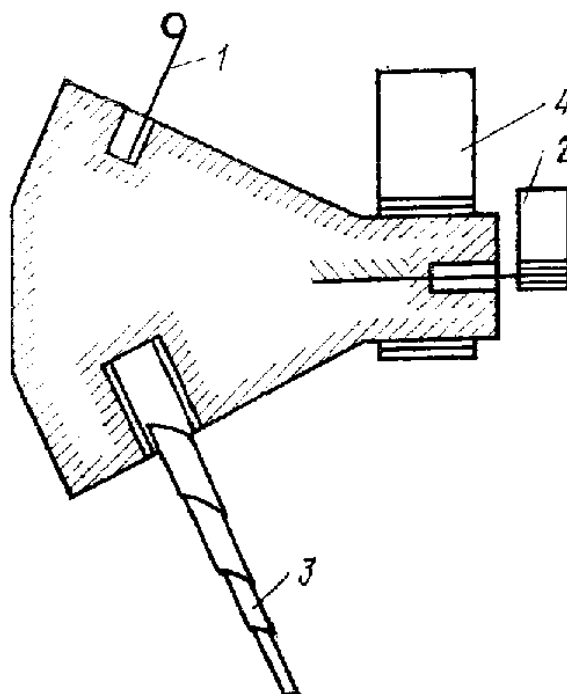


Рис. 8.14. Схема аппарата с самосбрасывающимися элементами:
1 – антенна; 2 – механизм стабилизации; 3 – излучатель энергии; 4 – солнечная батарея

В сплавах на основе никелида титана полностью восстанавливается (100 % возврат) деформация, составляющая 6 %. Максимально допустимая деформация не должна превышать 7...8 %.

С помощью таких сплавов эффективно решается традиционная проблема экономии места в космической технике (свернутые и уложенные компактно антенны, механизм стабилизации, солнечные батареи, разворачивающиеся под воздействием солнечного тепла).

Способность сплавов ТН совершать работу при нагреве открывает возможность создания двигателей прямого преобразования тепла в механическую работу. В космической и авиационной технике в трубопроводах применяются соединительные втулки из сплавов ТН. Они позволили заменить пайку и сварку.

Интересно применение сплавов ТН в медицине в качестве расширителя и стабилизатора формы сосудов: вводимая прямая тонкая проволока, которая под воздействием тепла тела вспоминает форму спирали и расширяет сосуд, делая его вновь работоспособным.

На рис. 8.13 показано использование материала с памятью формы в саморазворачивающейся солнечной батарее, а на рис. 8.14 приведена схема космического аппарата с саморазворачивающимися элементами.

Эти же сплавы применяются для изготовления соединительных муфт и уплотнителей трубопроводов. Деформацию детали для увеличения внутреннего диаметра муфты проводят в жидком азоте. После установления муфты на стык труб она нагревается до комнатной температуры и, восстанавливая свою первоначальную форму, обеспечивает плотное и прочное соединение труб.

Даже эти некоторые примеры применения сплавов с ЭПФ свидетельствуют о перспективности их использования в технике.

9. НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ (ПЛАСТИЧЕСКИЕ МАССЫ И РЕЗИНЫ)

В производстве летательных аппаратов широкое применение находят неметаллические материалы – композиционные и гомогенные пластические массы (пластмассы), резины, клеи, силикатные стекла, лакокрасочные покрытия и др. Из неметаллических материалов в современной авиационной технике наиболее широко используют пластмассы и резиновые материалы.

Пластическими массами, или *пластмассами*, называют высокомолекулярные соединения или их смеси с другими материалами, способные под влиянием внешнего давления приобретать и сохранять определенную форму. Основой пластмасс являются полимеры, которые представляют собой вещества, построенные из макромолекул. Макромолекулы в свою очередь состоят из многочисленных звеньев одинаковой структуры. Молекулярная масса макромолекул составляет от 5 000 до 1 000 000. При таких больших размерах макромолекул свойства вещества определяются не только их химическим составом, но и взаимным расположением и строением макромолекул. Кроме полимеров в пластмассы могут входить *наполнители*, *пластификаторы*, *красители*, *отвердители*, *катализаторы* и другие вещества.

Наполнители вводят для повышения прочности, жесткости, твердости, а также для придания специфических свойств (например, фрикционных, антифрикционных и др.) В качестве наполнителей применяют ткани, порошкообразные и волокнистые вещества.

Пластификаторы используют для повышения пластичности, эластичности и технологичности пластмасс. Пластификаторами являются, например, олеиновая кислота, стеарин, дибутилфталат.

Отвердители и *катализаторы* процесса отверждения термореактивных связующих также могут входить в состав пластмасс. Эффективными отвердителями являются различные амины, а катализаторами – пероксидные соединения.

В ряде случаев в пластмассы вводят *красители*, например минеральные пигменты и спиртовые растворы органических красок, а также *удешевители* – для снижения стоимости пластмасс.

Свойства пластмасс зависят от их количественного состава и способа сочетания отдельных компонентов.

По сравнению с металлическими материалами пластмассы имеют определенные преимущества и недостатки. Преимуществами пластмасс являются их малая плотность ($\rho = 0,05...2,7 \text{ г/см}^3$), высокие прочность и удельная прочность ($\sigma_{\text{в}} = 2...2,5 \text{ ГПа}$, для стеклопластиков $\sigma_{\text{в}}/\rho = 100 \text{ км}$), высокая технологичность, малая теплопроводность, наличие специальных свойств (свето- и радиопрозрачность), высокое электросопротивление, высокая коррозионная стойкость, фрикционные и антифрикционные свойства, кислотостойкость и др.

К числу недостатков пластмасс как конструкционных материалов относятся малая теплостойкость (до $150...300 \text{ }^\circ\text{C}$), низкая ударная вязкость ($KC = 10...50 \text{ кДж/м}^2$), низкая твердость (НВ $10...40$), склонность к деструкции (с течением времени в пластмассах протекают реакции, сопровождающиеся разрывом химических связей в главной цепи макромолекул и образованием продуктов с низкой молекулярной массой), большая дисперсия свойств в пределах одной партии.

Пластмассы классифицируют по следующим признакам:

1) по строению – *ненаполненные* (однородные блочные) и *композиционные наполненные*;

2) по отношению к повторным нагревам – *терморезистивные*, способные в исходном состоянии размягчаться при невысоких температурах и терять пластичность после соответствующей тепловой обработки с переходом в термостабильное состояние; *термопластичные*, способные размягчаться при каждом повторном нагреве и *термостабильные*, не плавящиеся при нагреве;

3) по типу наполнителя – с *твердым* и с *газообразным наполнителем*. В свою очередь твердые наполнители могут быть *порошкообразные* (гипс, кварц, каолин), *волокнистые* (асбестовое волокно, хлопковые очесы, стеклянная пряжа), *слоистые* (бумага, стеклянная, хлопчатобумажная и асбестовая ткани);

4) по применению – *конструкционные* для силовых деталей летательных аппаратов; то же для несилловых деталей летательных аппаратов; *электроизоляционные*; *радиопрозрачные*; *химостойкие*; *прокладочные*; *облицовочно-декоративные* и др.

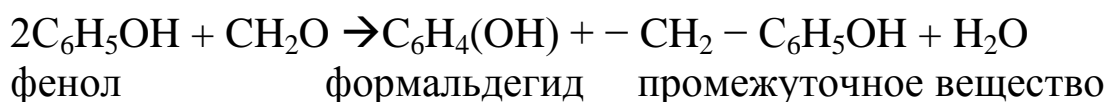
Нередко одна и та же пластмасса обладает свойствами, характерными для различных групп.

Характеристика смол. Смолами называют обширный класс высокомолекулярных органических соединений, которые получают по

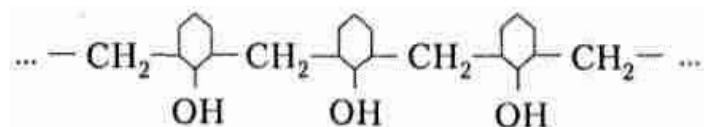
реакциям полимеризации или поликонденсации. Для изготовления пластмасс используют различные смолы, их комбинации между собой и с каучуком, а также эфиры целлюлозы.

Если в реакции полимеризации участвуют вещества, вводимые с целью изменения свойств полимера в желаемом направлении, то получаемое вещество называют *сополимером*. Примером может быть реакция образования сополимера из полистирола и каучука.

Поликонденсационные смолы получают в результате протекания реакций поликонденсации. Продукты таких реакций содержат большие молекулы, состоящие из различных веществ с низкой молекулярной массой. Примером такой реакции может быть реакция образования фенолоформальдегидной смолы. Причем сначала при избытке фенола в присутствии кислого катализатора образуется промежуточное вещество:



Конденсация образовавшихся продуктов приводит к получению фенолоформальдегидной смолы, линейные молекулы которой имеют строение:



Рассмотрим технологические и прочностные свойства смол.

Фенолоформальдегидные, или *бакелитовые смолы*. Различают три формы фенолоформальдегидной смолы, переходящие одна в другую при нагреве:

1) смола в стадии А – *резол* – хорошо растворяется в спирте, ацетоне, легко плавится;

2) смола в стадии В – *резитол* – образуется при нагреве резола до 90... 100 °С, в растворителях только набухает, а при нагреве переходит в резинообразную массу;

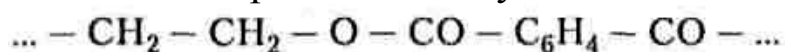
3) смола в стадии С – *резит* – образуется при 150... 160 °С, нерастворима в органических растворителях, при нагреве не плавится, а при температуре выше 300 °С обугливается.

При переходе смолы из одной формы в другую происходит

изменение молекулярного строения вещества. Резол имеет линейную структуру молекул, резитол – сетчатую в плоскостях, а резит – сетчатую пространственную структуру.

Фенолоформальдегидные смолы получают из дешевого сырья – фенола и формальдегида. Они обладают высокой адгезией к наполнителям. Фенолоформальдегидные смолы имеют прочность $\sigma_b = 30$ МПа и плотность $\rho = 1,6...1,9$ г/см³.

Полиэфирные смолы представляют собой продукты полимеризации органических кислот или их ангидридов и многоатомных спиртов. Смолы, получаемые из двухатомных спиртов и двухосновных органических кислот, термопластичны, а из трехатомных спиртов и кислот, – терморезистивны. Типичным термопластичным материалом является полиэтилентерефталат, который имеет линейное строение молекулы

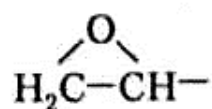


и отличается высокой температурой размягчения (около 260 °С).

Ненасыщенные полиэфирные смолы получают путем поликонденсации двух- или многоатомных спиртов с ненасыщенными кислотами (например, амиловой, метакриловой) или ангидридами. Их широко применяют для изоляции электрических машин и аппаратов, как связующее в производстве слоистых пластиков и т. д.

Полиметилметакрилат – полимер метилового эфира метакриловой кислоты известен под названием «органическое стекло».

Эпоксидные смолы характеризуются наличием в их молекулах эпоксидных групп:



В исходном состоянии эти материалы – вязкие жидкости, которые могут растворяться в ацетоне и других растворителях. В чистом виде они длительно хранятся, не изменяя свойств. После добавления отвердителей эпоксидные смолы быстро отверждаются, приобретая пространственное строение. Процесс полимеризации происходит без выделения воды или других низкомолекулярных веществ.

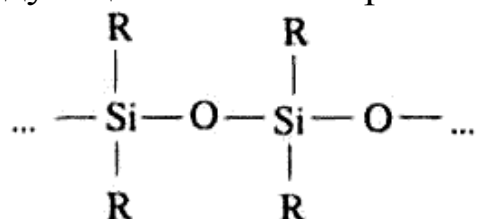
В зависимости от типа отвердителя эпоксидные смолы могут отверждаться либо при нагреве до 80... 150 °С, либо при комнатной температуре. Распространенными отвердителями для холодного отверждения являются азотсодержащие вещества – амины, а для

отверждения при нагреве – ангидриды органических кислот. Выбор отвердителя оказывает большое влияние на свойства отвержденной эпоксидной смолы.

Усадка при отверждении эпоксидных смол составляет всего 0.5...2 %. Большим преимуществом этих смол является также их высокая адгезия к пластмассам, стеклам, металлу и другим материалам.

Отвердевшие эпоксидные смолы имеют следующие свойства: $\sigma_{\text{в}} = 70...100$ МПа, $KC = 15...25$ кДж/м², теплостойкость до 200...250 °С длительно и до 500 °С кратковременно. Плотность эпоксидных смол составляет 1.1...1.2 г/см³.

Кремнийорганические смолы (полиорганосилоксаны, силиконы). В их состав помимо углерода, характерного для органических полимеров, входит кремний. Основу строения молекул этих смол образует цепочка чередующихся атомов кремния и кислорода:



(R –радикалы, например, метил CH₃ или этил C₂H₅).

Кремнийорганические смолы могут быть как термопластичными и иметь линейное строение, так и терморезистивными и образовывать пространственные структуры.

Энергия связи Si – O больше, чем C – C, что и определяет более высокую теплостойкость кремнийорганических смол по сравнению с другими полимерами: 250...300 °С без наполнителя и 400...450 °С с наполнителем.

Кремнийорганические смолы не смачиваются водой, обладают низкой прочностью ($\sigma_{\text{в}} \approx 20$ МПа) и низкой адгезией к другим материалам.

Термопластичные литьевые пластмассы – термопласты. Термопластичными литьевыми пластмассами, или термопластами, называют полимеры, которые при нагреве размягчаются, а при охлаждении затвердевают, не претерпевая при этом химических превращений. Как правило, термопласты представляют собой либо чистые полимеры, либо сополимеры линейного строения, либо композиции полимера с пластификаторами или противостарителями.

Термопласты подразделяют на кристаллические, которые

частично кристаллизуются при затвердевании – полиэтилен, фторопласт и др., и аморфные – полистирол, полихлорвинил и др. Аморфные полимеры могут быть в стеклообразном, высокоэластичном и вязкотекучем состоянии (рис. 9.1). Кристаллические полимеры переходят в вязко-текучее состояние, минуя высокоэластичное состояние.

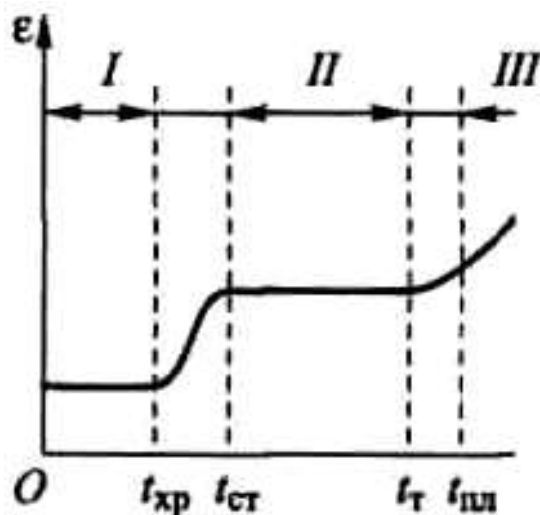


Рис. 9.1. Влияние температуры на пластичность аморфных полимеров в стеклообразном (I), высокоэластичном (II) и вязкотекучем (III) состоянии: $t_{хр}$, $t_{ст}$, $t_{т}$ и $t_{пл}$ – температура хрупкости, стеклования, текучести и плавления, соответственно

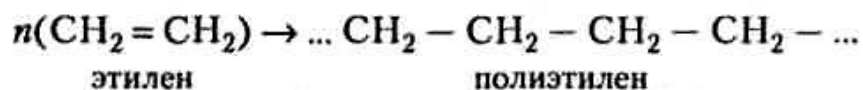
Термопласты характеризуются следующими особенностями:

- механические свойства в значительной мере зависят от скорости деформации и снижаются при увеличении температуры;
- явление ползучести наблюдается даже при комнатной температуре;
- упрочнение происходит вследствие молекулярной ориентации;
- склонны к старению в атмосфере (кроме фторопласта ФТ-4);
- имеют высокую химическую стойкость;
- обладают высокими диэлектрическими и антифрикционными свойствами.

Термопласты, выпускаемые в виде гранул или порошков, используют для изготовления деталей методом литья под давлением, экструзии, а термопласты, выпускаемые в виде пленок, листов, профилей, труб, подвергают механической обработке, прессованию, штамповке и сварке.

Полиэтилен представляет собой продукт полимеризации

этилена:



при этом газообразный этилен переходит в твердый с молекулярной массой 33000.

Плотность полиэтилена составляет $0,92 \text{ г/см}^3$, временное сопротивление $20\text{...}45 \text{ МПа}$, а ориентированного – до 100 МПа . Полиэтилен сохраняет высокую эластичность до $-70 \text{ }^\circ\text{C}$, а ориентированный – до $-120 \text{ }^\circ\text{C}$. Кроме того, он отличается высокой водо- и химостойкостью.

Полиэтилен обладает высокими диэлектрическими свойствами, его широко применяют для изоляции проводов и кабелей, изготовления деталей высокочастотной аппаратуры; из него изготавливают трубы, тройники, прокладки, шланги, емкости для ракетных топлив и окислителей. Листовой полиэтилен используют при футеровке емкостей для хранения кислот, а также для изготовления куполов аэростатов.

Полистирол является продуктом полимеризации стирола – жидкого ненасыщенного углеводорода, имеющего состав C_8H_8 . В результате полимеризации образуется полистирол, который является уже твердым веществом. Его молекула представляет собой цепочку, состоящую из одинаковых повторяющихся звеньев. Теплостойкость полистирола составляет $70\text{...}85 \text{ }^\circ\text{C}$, плотность $1,05 \text{ г/см}^3$, молекулярная масса 10^6 , временное сопротивление до 60 МПа , а ударная вязкость равна $15\text{...}18 \text{ кДж/м}^2$.

Полистирол отличается полной водостойкостью, высокими электроизоляционными и исключительно высокими диэлектрическими свойствами ($E_{\text{пр}} = 20\text{...}30 \text{ кВ/мм}$).

Недостатками полистирола являются хрупкость при пониженных температурах, склонность к постепенному образованию поверхностных трещин, малая стойкость к действию растворителей, низкая теплостойкость.

Полистирол находит широкое применение в электро- и радиотехнике. Из него изготавливают основания конденсаторов, ламповые панели, трубки для защиты высокочастотных проводов, патроны и др.

Химостойкие и уплотнительные пластмассы. Типичными представителями пластмасс этой группы являются поливинилхлорид,

винипласт и фторопласты.

Поливинилхлорид (ПВХ) является продуктом полимеризации хлорвинила и представляет собой этилен, в молекуле которого один атом водорода замещен атомом хлора. Структурная формула ПВХ – $(C_2H_3Cl)_n$. Он стоек к действию воды, щелочей, разбавленных кислот, масел, бензина и спирта. В сыром виде ПВХ является белым порошком, который размягчается примерно при $70\text{ }^\circ\text{C}$.

Для улучшения эластичности и морозостойкости к ПВХ часто добавляют пластификаторы, представляющие собой трудноиспаряющиеся органические жидкости, обычно сильно полярные и ухудшающие электроизоляционные свойства материала. Физико-механические свойства ПВХ следующие: $\rho = 1,2... 1,6\text{ г/см}^3$; $\sigma_B = 100...200\text{ МПа}$; $\delta = 100...280\text{ \%}$; теплостойкость $T_M = 65...70\text{ }^\circ\text{C}$.

ПВХ широко используют для изоляции проводов, защитных оболочек кабелей, аккумуляторных баков, уплотнительных прокладок для воздушных и гидравлических систем, в конструкциях летательных аппаратов.

Упаковочная поливинилхлоридная пленка марки В-118 обладает высокой стойкостью к действию эксплуатационных сред и нефтепродуктов. Она хорошо сваривается, склеивается и находит применение в качестве упаковочного материала в виде герметичных чехлов при консервации и транспортировке авиационных двигателей, приборов, агрегатов и других изделий.

Винипласт представляет собой переплавленный ПВХ, стабилизированный карбонатами некоторых металлов. Это непрозрачное твердое вещество, нерастворимое в нефтепродуктах и устойчивое к действию кислот, щелочей и окислителей. Свойства винипласта: $\rho = 1,4\text{ г/см}^3$; $\sigma_B = 40...60\text{ МПа}$; $\delta = 10...25\text{ \%}$; $KC = 120\text{ кДж/м}^2$, теплостойкость $T_M = 65\text{ }^\circ\text{C}$.

Недостатками винипласта являются склонность к хладотекучести, чувствительность к надрезам, хрупкость при низких температурах и низкая теплостойкость.

Винипласт применяют для изготовления химостойких кранов, трубопроводов, для футеровки гальванических ванн и т. п.

Политетрафторэтилен (ФТ-4) является важнейшим материалом в классе фторопластов. Получают его путем полимеризации тетрафторэтилена $F_2C = CF_2$. Благодаря симметричному строению молекул ФТ-4 неполярен. Этот материал выпускают под названием

фторлон-4, или фторопласт-4, где цифра 4 указывает на число атомов фтора в молекуле мономера (за рубежом он известен под названием тефлон).

После полимеризации ФТ-4 представляет собой порошок или гранулы белого цвета с плотностью 2,1...2,3 г/см³.

ФТ-4 обладает высокой теплостойкостью до 250 °С, что объясняется высокой энергией связи С – F. По химостойкости он превосходит золото и платину, на него не действуют соляная, серная, азотная и фтороводородная кислоты, щелочи. Некоторое действие на него оказывают лишь расплавленные щелочные металлы, фтор и фторид хлора при повышенных температурах.

ФТ-4 негорюч, практически негигроскопичен и не смачивается водой и другими жидкостями, однако склонен к хладотекучести. По электроизоляционным свойствам он принадлежит к лучшим из известных диэлектриков. Морозостойкость ФТ-4 характеризуется сохранением гибкости при температурах ниже –80 °С, а для тонких пленок даже ниже –100 °С. При температурах выше 400 °С ФТ-4 разлагается с выделением газообразного фтора. Кроме того, ФТ-4 обладает низкой радиационной стойкостью и короностойкостью.

Применяют ФТ-4 для изготовления контейнеров аккумуляторов, емкостей для хранения сильных окислителей, уплотнений, прокладок, труб, кранов и других изделий.

Пластмассы для остекления летательных аппаратов. Для остекления летательных аппаратов (рис. 9.2) широко применяют органическое стекло (СО), которое обладает высокой светопрозрачностью в больших толщинах, низкой теплопроводностью, высокой пластичностью (легко формуется) и удовлетворительной прочностью. Из органического стекла можно получать детали сложной формы сравнительно простыми технологическими методами. Минимальные оптические искажения достигаются при помощи вакуумного пневмоформования и литья в стеклянные формы.

Органическое стекло представляет собой продукт сложных эфиров акриловой и метакриловой кислот. Иногда для улучшения технологических свойств в него вводят пластификаторы.

Для остекления летательных аппаратов применяют органические стекла марок СО-95, СО-120 и Э-2. Из этих стекол изготавливают остекление фонаря, иллюминаторов, обзорные стекла и др. Число

указывает температуру размягчения органического стекла. Различие между стеклами СО-95 и СО-120 состоит в том, что первое пластифицировано дибутилфталатом, а во втором пластификатора нет. Плотность органических стекол составляет $1,18 \text{ г/см}^3$.

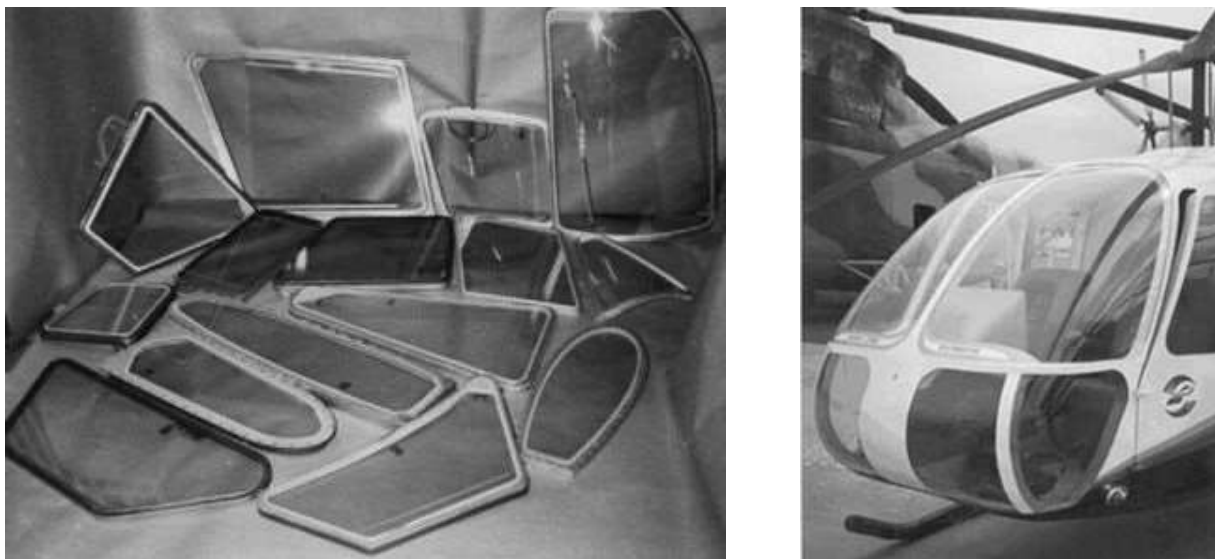


Рис. 9.2. Изделия остекления кабин пилотов самолетов и вертолетов

Физико-химические свойства стекол марок СО-95 и СО-120, соответственно:

- температура размягчения, $^{\circ}\text{C}$...95 и 120;
- ударная вязкость $KС$, кДж/м^2 ...12 и 12;
- временное сопротивление при растяжении $\sigma_{\text{в}}$, МПа...65 и 75;
- температура начала деструкции, $^{\circ}\text{C}$...155 и 180;
- диапазон рабочих температур, $^{\circ}\text{C}$... ± 160 и ± 90 .

Для деталей, работающих при повышенных температурах, разработано теплостойкое стекло марки Э-2 с рабочей температурой до 130°C и температурой размягчения 190°C .

Существующие органические стекла являются хрупкими материалами, поэтому (при наличии перепада давления) фонари кабин самолетов с таким остеклением разрушаются по всей площади при их осколочном пробивании.

Повышение механических свойств органических стекол достигается ориентацией молекул в высокоэластичном состоянии путем двухосного растяжения при одновременном нагреве до температуры, превышающей температуру размягчения стекла. Звенья молекул ориентируются вдоль направления действия внешней силы, и

материал приобретает более высокую прочность и вязкость, чем с неориентированными молекулами (рис. 9.3).

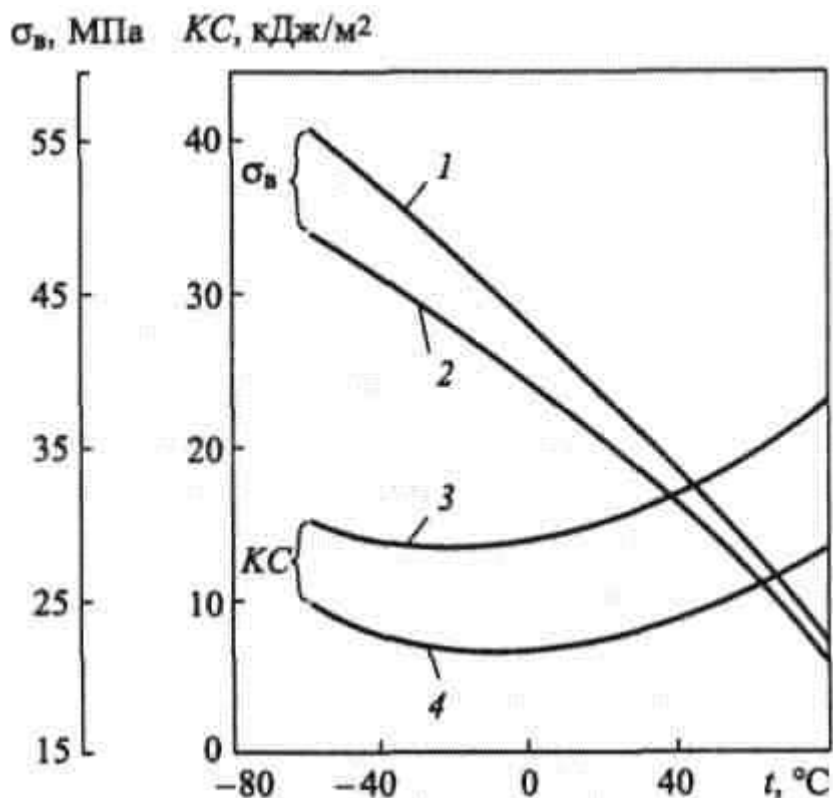


Рис. 9.3. Влияние температуры на временное сопротивление и ударную вязкость ориентированного (1, 3) и неориентированного (2, 4) стекла

Степень упрочнения зависит от степени ориентации макромолекул, в частности от степени вытяжки. Детали остекления, выполненные из ориентированного органического стекла, имеют более высокую статическую и длительную прочность, менее чувствительны к концентраторам напряжений и сохраняют исходную теплостойкость.

В настоящее время для изготовления деталей остекления кабин самолетов применяют органическое стекло марки Э-2, которое может быть ориентированным и неориентированным. Физические свойства ориентированного и неориентированного стекла аналогичны, однако механические свойства первого существенно выше.

Ниже приведены механические свойства ориентированного (числитель) и неориентированного (знаменатель) стекла марки Э-2 при комнатной температуре:

σ_B , МПа	109/83
E , кПа	3,33/3,38
δ , %	11,5/3,8
KC , кДж/м ²	42,3/20,7

Ориентация обеспечивается равномерным растяжением неориентированного стекла в одной плоскости при температуре на 15...30 °С выше температуры его размягчения. Затем стекло охлаждают под нагрузкой. Степень вытяжки при формовании и ориентации не превышает 50 %. Затем проводят термическую обработку деталей при 160 °С в течение 6 ч с последующим медленным охлаждением.

Стекло марки Э-2 успешно применяют для остекления кабин самолетов в интервале температур от –60 до 130 °С.

Недостатком органических стекол является склонность к «серебрению», которое представляет собой сетку микротрещин, значительно снижающих оптические свойства стекол. Стекло марки Э-2 отличается высокой стойкостью к «серебрению» в процессе эксплуатации.

Органические стекла можно применять до температур 200...250 °С. При более высоких температурах возможно использование теплостойких силикатных стекол, прозрачного ситалла и кварцевого стекла, которое выдерживает нагрев до температур выше 900 °С.

Поскольку при пробивании органических стекол возникает большое число осколков, то для остекления летательных аппаратов используют также безосколочное стекло – *триплекс*. Триплекс может быть силикатный и органический. Силикатный триплекс получают путем склеивания двух листов из силикатного стекла поливинилбутиральной пленкой, а органический – склеиванием двух листов из органического стекла с помощью бутварной пленки.

Силикатный триплекс можно применять до 150... 180 °С, он имеет высокую абразивную стойкость и значительную плотность (2,5 г/см³). Силикатному триплексу трудно придать сложную форму, поэтому его используют для изготовления деталей остекления простой формы.

Физико-механические свойства органического триплекса определяются свойствами используемого для его изготовления

органического стекла. Преимущество органического триплекса перед органическим стеклом состоит в том, что при больших ударных и статических нагрузках в нем возникает локальный очаг разрушения, а органическое стекло обычно разрушается полностью.

Газонаполненные пластмассы. Газонаполненными пластмассами называют легкие полимерные материалы с плотностью от 0,015...0,20 до 0,3...0,5 г/см³, получаемые из различных полимеров и синтетических смол вспениванием. В авиационных конструкциях применяют целый ряд легких и сверхлегких материалов с пористой структурой.

По макроструктуре газонаполненные пластмассы подразделяют на пенистые – *пенопласты*, имеющие замкнутую ячеистую структуру, и пористые с сообщающимися ячейками, порами – *поропласты*. Пенопласты являются жесткими материалами, а поропласты эластичны, имеют губчатое строение. Механические свойства пенопластов следующие: $\sigma_b = 0,7...4,5$ МПа; $KC = 0,5...2,5$ кДж/м².

Свойства пенопластов зависят от их плотности и химической природы полимерной основы. Наиболее высокую прочность имеют плиточные пенопласты, получаемые из композиций на основе линейных термопластичных полимеров – полистирола марок ПС–1, ПС–4 и поливинилхлорида ПВХ. Максимальная температура эксплуатации этих материалов не превышает 60...70 °С. При более высоких температурах используют пенополиуретаны и пенопласты на основе фенолоформальдегидных смол и их сочетания с каучуком, а также пеноэпоксиды и пенополиимиды, вспениваемые непосредственно в замкнутых объемах конструкций.

Образование пористой структуры достигается введением в смолы газообразователей – *порофоров*, например (NH₄)₂CO₃, NaHCO₃, которые, разлагаясь при нагреве, выделяют газы NH₃, N₂, CO₂ и др. Широко используют органические газообразующие соединения. В авиационных конструкциях широко применяют термопластичные и терморезистивные пенопласты (табл. 9.1).

ПС–1 – пенопласт на основе полистирола, полученный введением газообразователя. Плиты и формованные изделия из ПС–1 получают методом прессования: допускаются все виды механической обработки. Материал хорошо склеивается, формуется, штампуется. Применяют его для изделий конструкционного и радиотехнического назначения в качестве легкого заполнителя слоистых конструкций, а

также в качестве теплоизоляционного и труднозатопляемого материала, работающего в интервале температур от -60 до $+60$ °С.

Таблица 9.1

Свойства авиационных пенопластов

Пенопласты	ρ , г/см ³	$\sigma_{сж}$, МПа	KC , кДж/м ²	t_{max}^* , °С
Термопластичные:				
ПС-1	0,07...0,3	0,3...7,0	1,7	65
ПВХ	5	0,7	0,7	60
ПУ-104	0,11	0,17	0,38	130
Терморреактивные:				
ФК-40	0,060	2,0	2,2	120...130
ФК-20-A20	0,18	0,85	0,64	250

*При длительной эксплуатации.

ПХВ – пенопласт плиточный, содержащий поливинилхлорид, полиметилметакрилат и газообразователи – карбонат аммония и гидрокарбонат натрия. ПХВ хорошо формуется при нагреве, склеивается. Применяют его для заполнения слоистых конструкций, а также в качестве теплоизоляционного и труднозатопляемого материала, работающего в воде, керосине и бензине при температурах от -60 до $+60$ °С.

ПУ-104 – пенопласт, содержащий полиэфир, смолу и газообразователь. Детали из ПУ-104 получают на месте путем вспенивания жидких компонентов в формах или непосредственно в конструкциях. Вспененная масса отверждается при $130...150$ °С в течение $6...8$ ч.

ФК-40 – пенопласт, содержащий фенолоформальдегидную смолу, газообразователь, серу, отвердитель и каучук. ФК-40 получают вспениванием измельченного полуфабриката при плавном нагреве до температуры 150 °С. Применяют его для заполнения внутренних полостей деталей конструкционного, теплозвукоизоляционного и электроизоляционного назначения.

ФК-20-A20 – пенопласт, состоящий из фенолоформальдегидной смолы, газообразователя, алюминиевой пудры ПАК-4, отвердителя и каучука СКН-40. Получают его вспениванием непосредственно в

конструкциях. Он легко обрабатывается резанием, склеивается с пластмассами и металлами. Применяют ФК–20–А20 в качестве заполнителя слоистых конструкций, длительно работающих при температурах до 200...250 °С и кратковременно (до 1 ч) при 300...500 °С.

Старение полимерных материалов в процессе эксплуатации.

Большинство полимерных материалов, применяемых в авиационной технике, весьма чувствительно к действию температуры в сочетании с кислородом воздуха и его влажностью. При воздействии температуры и кислорода воздуха в аморфных линейных полимерах, например в стеклах СО–120, Э–2 и др., происходят одновременно структурные перестройки его молекул, термоокислительная деструкция и частичное сшивание молекул вследствие образования активных радикалов.

Термоокислительная деструкция на воздухе при 313 и 363 °С заметно изменяет подвижность молекул полимеров. Кислород реагирует, прежде всего, со слабыми и более напряженными звеньями этих молекул, расположенными в неупорядоченных областях аморфной фазы. В результате такого взаимодействия эти звенья разрываются. Деструкция происходит также и в кристаллической фазе полимеров.

Обычно структурная неоднородность при формовании полимерных материалов, армированных волокнами, выражена в большей степени, чем у ненаполненных полимеров. Поэтому перестройки в аморфной фазе, усиленные деструкцией, как правило, повышают прочность полимерных материалов на 15...25 %.

Фотостарение полимерных материалов вызывается ультрафиолетовой областью солнечного излучения, составляющей 290...400 нм. Это воздействие сильно зависит от состояния атмосферы, времени суток, сезонности, которые изменяют спектральный состав атмосферы. Поток ультрафиолетовой радиации вблизи земной поверхности составляет не более 1 % суммарного солнечного спектра и вызывает деструкцию полимеров.

Воздействие влаги состоит в том, что молекулы воды ослабляют межмолекулярное взаимодействие в неупорядоченных областях наполненных и ненаполненных полимеров, способствуют более плотной упаковке и совершенствованию упорядоченных молекулярных структур. Поэтому при воздействии влаги повышаются

плотность и механические свойства, снижается температурный коэффициент линейного расширения, возрастает температура стеклования полимеров. Эти изменения происходят в органопластиках 7Т, 7ТО, 12Т, 10Т, 9Т, 6Т, 5Т, в углепластиках, углеорганопластиках и углестеклопластиках.

Вода катализирует доотверждение матрицы в полимерах, поэтому образуются дополнительные химические связи, возрастает температура стеклования. С этой целью отвержденное изделие выдерживают во влажном воздухе или в воде при повышенной температуре.

Следует отметить, что в пористых и в дефектных пластиках вода находится в капиллярно–конденсированном состоянии. Она кристаллизуется в интервале от -30 до -50 °С. До температуры -30 °С вода действует как пластификатор, а ниже -30 °С – как твердый, дисперсный наполнитель.

Таким образом, влияние внешней среды сказывается на сшивке, пластификации, окислении, разориентации молекул полимерных материалов. Обычно в углепластиках КМУ–1У, КМУ–3Л, КМУ–4 и в органопластиках при старении превалирует деструкция в эпоксидных областях матрицы. В стеклах Э–2, СО–120, СО–200, АО–120 происходит в основном разориентация молекул, фотолиз боковых эфирных групп в макромолекулах, которые обусловлены физической и структурной неоднородностью.

При воздействии внешней среды обычно повреждается тонкий поверхностный слой полимерного материала толщиной не более 0,2 мм, а внутренние его объемы сохраняют свои свойства, однако в целом свойства материала резко снижаются. В стеклах резко падает ударная вязкость, ухудшается прочность при растяжении. При удалении поверхностных слоев в процессе ремонта свойства могут быть восстановлены.

Наиболее эффективными способами повышения климатической стойкости полимеров являются ориентированная вытяжка и применение прозрачных тонких покрытий на стеклах. Покрытия в виде прозрачных тонких пленок типа Ф–1, Ф–2М на основе фторсоединений ограничивают контакт стекла с внешней средой, обладают высокой атмосферостойкостью и сохраняют вязкий характер их разрушения.

Резины и их свойства. Резина – это продукт вулканизации смеси

каучука с различными добавками. Резина отличается высокой эластичностью и упругостью, малой плотностью, непроницаемостью для газов и жидкостей, хорошими электроизоляционными свойствами, химической стойкостью. Некоторые специальные резины обладают высокой стойкостью к действию топлив и масел, высокой износостойкостью, хорошими деформирующими свойствами, способностью выдерживать многократные переменные нагрузки.

По совокупности технических свойств резину широко применяют в конструкциях авиационной техники (рис. 9.4): для изготовления покрышек и камер колес самолетов, различных гибких шлангов, трубопроводов, а также мягких топливных баков; для амортизации и демпфирования; для уплотнения и герметизации воздушных и жидкостных сред и т. д.



Рис. 9.4. Авиационные шины

Резина и каучуки отличаются от основных металлических и неметаллических материалов рядом особенностей, поэтому количественные характеристики их свойств оценивают несколько иначе.

Физико-механические свойства резины оценивают путем испытания на растяжение, определения твердости, морозостойкости и стойкости к органическим растворителям.

При испытании на растяжение определяют временное сопротивление σ_z (МПа), относительное удлинение в момент разрыва

ε_z (%), остаточное относительное удлинение θ_z (%).

Для оценки сопротивления резины действию высоких температур или старению в процессе эксплуатации ее испытывают на старение. Старение резины проводят при 70 °С в течение 144 ч.

Коэффициент старения k_c находят по формуле:

$$k_c = \varepsilon'_z / \varepsilon_z,$$

где ε_z , ε'_z – относительное удлинение в момент разрыва образца резины до и после старения соответственно.

Твердость определяют в основном на двух приборах: ТМ-2 (твердость по ТИР) – путем вдавливания тупой иглы в образец резины; ТШМ-2 (твердость по ТШР) – путем погружения стального шарика и последующего измерения деформации. Твердость по ТИР выражается в условных единицах; твердость по ТШР – в МПа.

Работоспособность резины при пониженных температурах оценивают, как правило, температурой хрупкости t_{xp} – наибольшей температурой, при которой резиновый образец при замораживании теряет эластичные свойства и хрупко разрушается при ударной нагрузке. Существуют и другие методы оценки морозостойкости, например определение коэффициента морозостойкости.

Стойкость резины к органическим растворителям определяют по изменению массы стандартного образца (20 x 20 x 2 мм) после выдержки его в течение 24 ч в определенном растворителе.

Получение и свойства каучуков. Важнейшей составляющей резины является каучук натуральный или синтетический, который определяет ее основные свойства.

Основные свойства натурального и некоторых синтетических каучуков, применяемых при производстве авиационной резины, приведены в табл. 9.2.

Натуральный каучук получают из сока (латекса) каучуконосного дерева – бразильской гевеи, культивируемой в тропических странах. В латексе содержится 30...37 % каучука в виде округлых частиц-глобул диаметром 0,14...6,0 мкм. Каучук выделяют из латекса коагуляцией с помощью органических кислот, затем отжимают, промывают и сушат. Получаемые сорта натурального каучука (смокедшит, светлый креп и др.) имеют состав $(C_5H_8)_n$, где $n = 1000...4000$.

Натуральный каучук представляет собой мягкий эластичный продукт плотностью 0,91...0,94 г/см³. Высокая эластичность каучука

объясняется строением его молекул, имеющих форму нитевидных спиралей. При приложении нагрузки молекулы выпрямляются, а после ее снятия восстанавливают спиральную форму. Натуральный каучук хорошо растворяется в органических растворителях (бензине, бензоле, хлороформе и т. д.). При нагреве выше 70 °С каучук становится пластичным, а при 200 °С разлагается; при температуре – 70 °С он становится хрупким.

Таблица 9.2

Важнейшие свойства некоторых каучуков, применяемых при производстве авиационной резины

Каучук	σ_z , МПа, не менее	ε_z , %, не менее	θ_z , %, не менее	t_{xp} , °С	Отношение к органическим растворителям
Натуральный	25	800	20	–70	Нестойкий
Натрийбутадиеновый	15	600	40	–50	»
Бутадиенстирольный	18	500	15	–70	»
Изопреновый	25	700	18	–70	»
Хлоропреновый	12	650	25	–35	»
Бутадиеннитрильный	13	400	15	–50	Стойкий
Полисилоксановый	2,5	200	20	–70	Нестойкий
Фторорганический	12...20	60...200	15	–25	Стойкий

Примечание. Здесь и в табл. 8.3 σ_z – временное сопротивление, ε_z – относительное удлинение при разрыве, θ_z – относительное остаточное удлинение.

Резина на основе натурального каучука отличается высокой прочностью и эластичностью, но не стойка к действию нефтепродуктов.

Синтетические каучуки в настоящее время применяются более широко, чем натуральные, так как по разнообразию свойств и возможности получения каучуков с заданными свойствами они имеют преимущества перед натуральными.

В промышленном масштабе синтетический каучук был впервые получен С.В. Лебедевым в 1928 г. Его способ был основан на переработке этилового спирта. В настоящее время для получения синтетических каучуков используют попутные газы нефтедобычи,

природные газы и другие продукты.

Рассмотрим наиболее распространенные каучуки.

Натрийбутадиеновый каучук (СКБ) получают путем полимеризации бутадиена $\text{CH}_2 = \text{CH} - \text{CH} = \text{CH}_2$ в присутствии металлического натрия. Этот каучук по прочности уступает натуральному, растворим в неорганических растворителях, имеет сравнительно невысокую морозостойкость ($-50\text{ }^\circ\text{C}$). Как каучук общего назначения в настоящее время он утратил свое значение и чаще идет на изготовление специальных резин, а его постепенно заменяют бутадиенстирольным и другими каучуками.

Бутадиенстирольный каучук (СКС) получают путем совместной полимеризации бутадиена C_4H_6 и стирола $\text{CH}_2 = \text{CH} - \text{C}_6\text{H}_5$. Этот каучук характеризуется малой стойкостью к действию органических растворителей (масел и топлив). Резины на его основе имеют высокое сопротивление истиранию, а по газонепроницаемости и диэлектрическим свойствам эти резины равноценны резинам на основе натурального каучука.

Изопреновый каучук (СКИ-3) – продукт полимеризации изопрена C_5H_8 , полученного из ацетона и ацетилен. По строению, химическим и физико-механическим свойствам он близок к натуральному каучуку и широко применяется для получения резин, используемых для изготовления амортизаторов, шин и т. д.

Многие синтетические каучуки были получены введением в структуру бутадиена полярных атомов или групп атомов, например – Cl, – CH, – S –.

Хлоропреновый каучук (наирит) получают путем полимеризации хлоропрена $\text{CH}_2 = \text{CHCl} - \text{CH} = \text{CH}_2$. Он обладает высокой стойкостью к действию масел, керосина, бензина, влиянию озона, высокой теплостойкостью, поэтому широко используется при производстве уплотнителей и прокладочной резины. По морозостойкости (от -30 до $-40\text{ }^\circ\text{C}$) наирит уступает натуральному и другим синтетическим каучукам (см. табл. 9.2).

Бутадиеннитрильный каучук (СКН) – продукт совместной полимеризации бутадиена с нитрилом акриловой кислоты. Этот каучук обладает высокой стойкостью к органическим растворителям и высокой водостойкостью. Резины на его основе применяют при изготовлении топливных и масляных шлангов, прокладок и уплотнителей мягких топливных баков.

Полисилоксановый каучук (СКТ) представляет собой кремнийорганическое соединение, состоящее из чередующихся атомов кремния и кислорода. С каждым атомом кремния связаны два органических радикала. При замене метальных групп СН_3 на другие радикалы получают другие виды силоксановых каучуков. Отличительными особенностями этих каучуков являются их высокая теплостойкость, хорошие диэлектрические свойства, стойкость к действию озона и ультрафиолетовых лучей. Они характеризуются высокой стойкостью к тепловому старению, сохраняют эластичность при низких температурах. Резины на основе силоксановых каучуков можно применять в области температур от -50 до $+200$ °С, а некоторые модификации от -80 до $+300$ °С. Резины на основе силоксановых каучуков используют в качестве электроизоляционного материала, герметизирующих, уплотняющих и виброизолирующих прокладок.

Фторорганические каучуки, или фторкаучуки (СКФ), получают совместной полимеризацией ненасыщенных фторсодержащих углеводородов, например $\text{CF}_2 = \text{CFCl}$, $\text{СН}_2 = \text{CF}_2$ и др. Прочность фторуглеродистых связей сообщает этим каучукам повышенную стойкость к тепловому старению и действию топлив, масел, а высокое содержание фтора придает химическую инертность и негорючесть. С увеличением содержания фтора в каучуке увеличивается его химическая и термическая стойкость. Но этот каучук обладает сравнительно низкой морозостойкостью (-25 °С). Резины на основе фторкаучуков применяют для изготовления уплотнителей и герметизирующих деталей, предназначенных для работы в топливах и маслах при температурах до 300 °С. Широкое распространение получили герметики на основе фторкаучуков для герметизации кабин самолетов, уплотнений швов и стыков.

Полисульфидный каучук, или тиокол (СКТВ), образуется при взаимодействии галогенопроизводных углеводородов с многосернистыми соединениями щелочных металлов. Этот каучук устойчив к топливу и маслам, к действию озона, кислорода и солнечного света, обладает высокой влаго- и газонепроницаемостью, поэтому тиокол – хороший герметизирующий материал. На его основе приготавливают жидкие герметики, широко применяемые для герметизации топливных баков-отсеков, кабин самолетов.

Получение и применение резины. Исходным продуктом для

получения резины служат *резиновые смеси*, в состав которых кроме каучука обязательно вводят различные добавки (ингредиенты): вулканизирующие вещества, ускорители вулканизации, активные и неактивные наполнители, пластификаторы, противостарители и красители.

Вулканизирующие вещества, или *агенты вулканизации*, непосредственно участвуют в осуществлении процесса вулканизации. Обычно в качестве таких веществ применяют серу, оксид цинка или магния, некоторые пероксиды и т. п. В резину вводят 5...1 % серы, а в эбонит – твердую резину до 30 %.

Ускорители вулканизации (инициаторы) способствуют ускорению процесса вулканизации. К ним относятся тиурам, каптакс, альтакс, полисульфиды, дифенилгуанидин и др.

Наполнители могут быть активные и неактивные. Активные наполнители (оксид цинка, углеродистая сажа, кремниевая кислота – белая сажа и др.) повышают механические свойства резины: прочность, сопротивление истиранию, твердость. Неактивные наполнители (регенерат, тальк, мел и др.) снижают стоимость резины.

Пластификаторы (парафин, технический вазелин) облегчают обработку резиновой смеси, увеличивают эластичные свойства каучука. Вводят их обычно в количестве 8...30 % от массы каучука.

Противостарители (антиоксиданты) замедляют процесс старения резины в процессе хранения и эксплуатации. Существуют противостарители химического и физического действия. Первые (альдоль, неозон Д и др.) задерживают окисление каучука в результате окисления их самих или за счет разрушения образующихся перекисей каучука, вторые (парафин, воск) образуют поверхностные защитные пленки.

Красители (охра, ультрамарин и др.) вводят для окраски резины. Некоторые красящие вещества (белые, желтые, зеленые) поглощают коротковолновую часть солнечного света и тем самым защищают резину от светового старения.

Перечисленные компоненты резиновых смесей существенно влияют на свойства резины.

Перед приготовлением резиновой смеси проводят пластификацию каучука в специальных камерах для улучшения способности каучука смешиваться с другими ингредиентами. Затем каучук смешивают со всеми добавками в резиносмесителях

закрытого типа или на вальцовочных машинах и получают резиновую смесь, из которой изготавливают изделия различными способами.

Листовую резину получают *методом каландрования*, т. е. путем пропускания резиновой смеси через каландры (гладкие валики), нагретые до 40...80 °С. После этого резиновые листы либо перерабатывают на гидравлических прессах или прокаткой в резиновые пластины, либо выпускают и виде невулканизированных товарных листов (сырая резина). Листы сырой резины наматывают на деревянные бобины с прокладочной тканью в рулоны массой до 45 кг и упаковывают. В таком состоянии резина может храниться до трех месяцев, а некоторые типы – до шести месяцев при 5...20 °С. Из этой резиновой смеси изготавливают трубы и детали формовкой.

Формовкой производят мелкие детали. Существует два метода формовки: *компрессионный* и *литьевой*. В первом случае детали формируют в специальных пресс-формах под давлением 5... 10 МПа. Наиболее прогрессивный метод заполнения пресс-формы – литье под давлением. Сущность его состоит в заполнении формы предварительно разогретой пластичной резиновой смесью при высоком давлении (30...150 МПа).

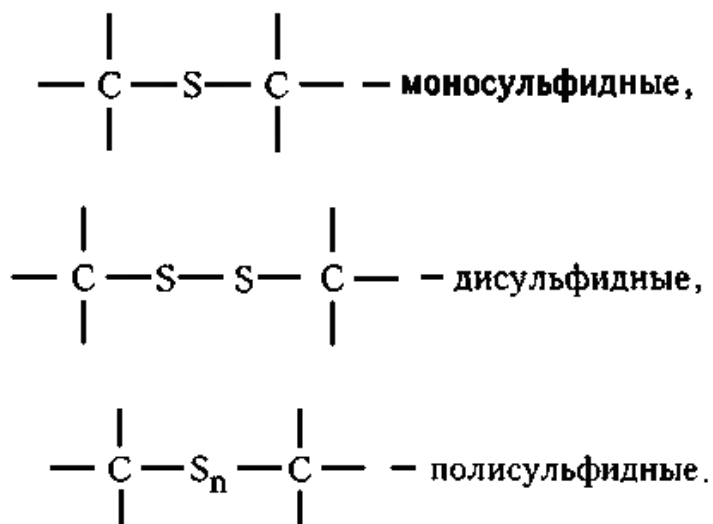
Для увеличения прочности резиновых изделий их армируют при изготовлении введением в стенки изделия стальной проволоки, сетки, стеклянной или капроновой ткани.

Сложные изделия, например авиапокрышки, гибкие бронированные шланги, рукава и т. д., получают методом последовательной намотки на полый металлический стержень слоев резины и ткани или слоев резины, ткани и металлической проволоки. Покрышки собирают на специальных станках.

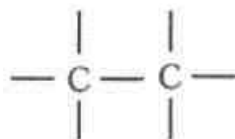
В процессе или после изготовления изделия подвергают вулканизации. *Вулканизация* – основной и завершающий технологический процесс, при котором происходит превращение резиновой смеси в резину. В большинстве случаев процесс вулканизации состоит в химическом взаимодействии каучука с серой, а иногда с пероксидными или гидропероксидными соединениями по месту двойных связей. При этом происходит усложнение линейной молекулярной структуры каучука в результате образования поперечных связей между молекулами.

Установлено, что при вулканизации в присутствии серы возникают следующие виды химической связи между цепями

каучука:



При вулканизации резины в присутствии пероксидов и гидропероксидов сшивание цепей происходит при взаимодействии возникающих полимерных радикалов с образованием связей:



В результате вулканизации образуются большие молекулы разветвленной формы, характерные для резины (рис. 9.5).

Различают горячую и холодную вулканизацию.

Горячую вулканизацию проводят в вулканизаторах под давлением по строго установленному режиму при температуре 130... 150 °С. В качестве вулканизационной среды может быть горячий воздух, водяной пар, расплав соли, горячая вода. Время вулканизации зависит от состава резиновой смеси, температуры вулканизации, формы изделия, способа нагрева и природы вулканизационной среды.

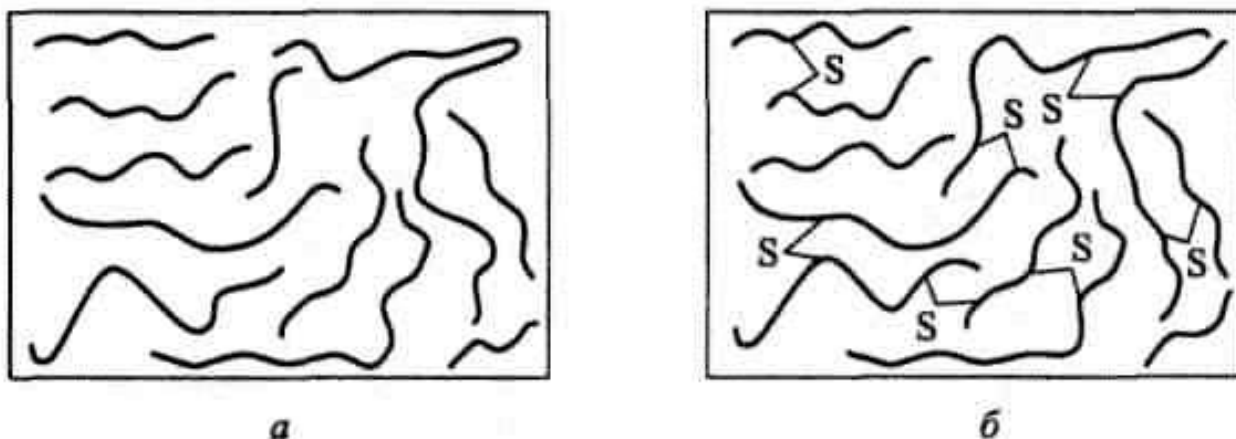


Рис. 9.5. Структура молекул сырого (а) и вулканизированного (б) каучука

Холодную вулканизацию применяют для тонкостенных изделий. Она состоит в обработке изделий в растворе или в парах дихлорида серы либо в атмосфере сернистого газа при комнатной температуре.

Физико-механические свойства некоторых авиационных резин и их применение представлены в табл. 9.3.

Старение резины. *Старение резины* – процесс окисления при длительном хранении или в процессе эксплуатации, приводящий к изменению ее физико-механических свойств (рис. 9.6).

Основной причиной старения является окисление каучука, т. е. присоединение кислорода по месту двойных связей в каучуке, в результате чего его молекулы разрываются на части и укорачиваются. Это приводит к потере эластичности, охрупчиванию и, наконец, появлению сетки трещин на поверхности состаренной резины.

Воздействие теплоты, света, излучения, механических деформаций и присутствие катализаторов окисления активируют и ускоряют окисление каучуков и резины.

В связи с тем, что роль факторов, активирующих окисление, меняется в зависимости от природы и состава каучука, различают следующие виды старения.

Тепловое старение (термическое, термоокислительное) происходит при повышенных температурах в результате окисления каучука, активированного теплотой. Скорость теплового старения увеличивается с повышением температуры. При тепловом воздействии старение происходит по всей массе резины.

Таблица 9.3.

Физико-механические свойства важнейших авиационных резин и их применение

Марка резины	Каучук	σ_z , МПа	ε_z	θ_z	Твердость по Шору, МПа	t_{xp} , °С	Отношение к органическим растворителям	Применение
			%					
56	НК	10	450	32	45...60	-50	Нестойкая	Уплотнительные детали, сальники, амортизаторы
1847	НК	1.6	600	32	0,4...0,6	-50	То же	Уплотнительные детали, амортизаторы
15РИ10	НК	20	600	30	0,3...0,4	-55	»	Камеры авиационных колес
14РИ324	НК	17	610	30	0,7...1,4	-56	»	Авиационные покрышки
3826	СКН	8	320	20	1,0...1,4	-28	Стойкая	Внутренний слой и арматура для мягких топливных баков
НО-68-1	Наирнт* СКН	9	250	12	0,7...1,2	-55	То же	Уплотнительные детали для подвижных соединений
В-14-1	СКН	12	14	8	1,6...1,9	-50	»	Уплотнительные детали для неподвижных соединений
ИРП-1354	СКТФВ*	5	250	10	0,6...1,0	-70	Нестойкая	Прокладки, колпачки, трубки,
ИРП-1287	СКФ	12	120	10	1,2...1,5	-25	Стойкая	Уплотнительные детали, резинометаллические сальники
ТРИ-1401	СКТВ	63	200	10	1,0...1,8	-50	Нестойкая	Шланги герметизации
ИРП-1338	СКТВ	5,0	300	10	0,7...1,2	-70	Стойкая	Прокладки, колпачки, трубки

* Синтетический теплостойкий каучук с фенильным и винильным радикалами

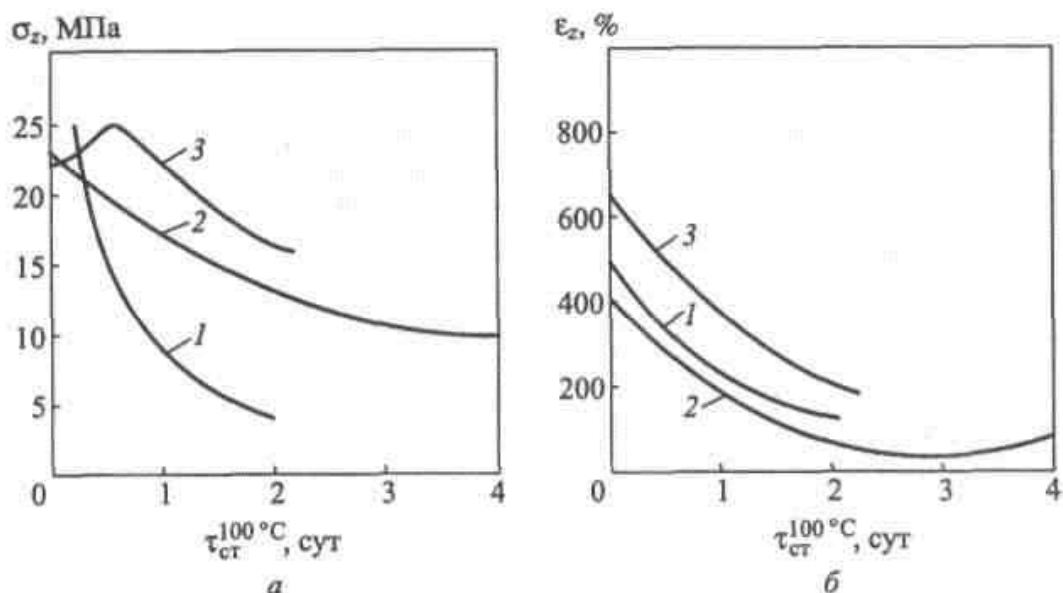
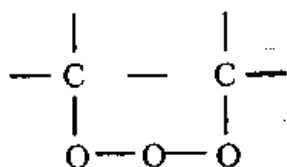


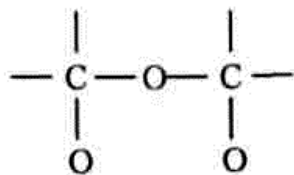
Рис. 9.6. Влияние продолжительности старения на временное сопротивление (а) и относительное удлинение (б) резин на основе натурального (1), бутадиенстирольного (2) и хлоропренового (3) каучуков

Световое старение является результатом окисления каучука, активированного светом. В практике при эксплуатации резиновых изделий (шины, аэростаты и т. д.) всегда наблюдается совместное действие кислорода и света. Наиболее эффективно влияет фиолетовое и ультрафиолетовое световое излучение. При световом старении изменяются свойства резины, начиная с поверхностных слоев. Стойкость резины к световому старению определяется свойствами каучуков и других ингредиентов резины, которые могут выступать в роли светофильтров, светостабилизаторов, например оксид цинка или оксид титана.

Озонное старение – разрушение резины под влиянием озона является одним из наиболее активных видов старения. В отличие от кислородного старения, протекающего по всей массе, озон действует на поверхность резины. По характеру происходящих реакций озонное старение резин отличается от старения под действием атмосферного кислорода. Озон взаимодействует с каучуком по месту двойных связей с образованием озонидов:



которые, превращаясь в изоозониды



разлагаются с образованием продуктов окисления каучука. При наличии деформации на поверхности резины под действием озона возникают трещины, направленные перпендикулярно растягивающим напряжениям. Быстро разрастаясь, они приводят к разрушению резины.

При действии озона на нерастянутую резину на ее поверхности появляется хрупкая пленка, но трещины не возникают. Наличие многих противостарителей, например воска, уменьшает озонное старение.

Старение в результате механических напряжений и окислительных процессов, активированных механическим воздействием, приводит к потере прочности и пластичности резины. Некоторые виды резиновых изделий (шины, рукава, ремни и т. д.) при эксплуатации подвергаются различным видам деформаций, в результате которых с ростом амплитуды механических деформаций усиливаются окислительные процессы. Необходимо введение в резину соответствующих добавок, уменьшающих влияние динамических нагрузок на свойства резины.

Радиационное старение под действием ионизирующих излучений приводит к резкому ухудшению физико-механических свойств резины. При облучении в резине образуются свободные полимерные радикалы, которые взаимодействуют с кислородом. Кроме того, в атмосфере воздуха на процесс старения резины под действием излучения может накладываться действие озона, образующегося в результате ионизации воздуха. Скорость старения зависит от мощности дозы облучения.

Атмосферное старение резины протекает в реальных атмосферных условиях эксплуатации, когда происходит совместное влияние кислорода, озона, света, теплоты, влажности и механических напряжений. Действие всех этих факторов порождает многочисленные одновременно протекающие химические реакции, которые способствуют старению резины.

Борьба со старением заключается во введении в резиновую

смесь противостарителей, а также отражателей солнечных лучей, например алюминиевой пудры. В процессе эксплуатации для повышения ресурса авиационных колес осуществляется их зарядка азотом, что существенно замедляет старение резины. Старение можно замедлить, соблюдая установленные правила эксплуатации и хранения резиновых изделий.

Эксплуатационные свойства резин определяются конкурирующим воздействием деструкции и сшивания. Наиболее устойчивы резины на основе полисилоксанов, фторкаучуков и хлорсульфированного полиэтилена. Прочность и пластичность таких резин после 10 лет открытого воздействия внешней среды изменяются не более чем на 10...15 %. На атмосферостойкость резин существенное влияние оказывает присутствие наполнителей, модификаторов, вулканизирующих добавок.

10. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Композиционные материалы представляют собой материалы сложного состава, которые образуются путем сочетания различных фаз с границей раздела между ними, при этом сохраняется индивидуальность каждого отдельного компонента.

Для композиционных конструкционных материалов характерны следующие признаки:

- исходная определенность состава и формы компонентов;
- исходная определенность количества компонентов, обеспечивающих заданные свойства материала;
- однородность в макромасштабе и неоднородность в микромасштабе;
- наличие четкой границы раздела между компонентами.

В большинстве случаев компоненты композиции различаются по геометрическому признаку. Компонент, обладающий непрерывностью по всему объему, называется *матрицей*, компонент, разделенный в объеме композиции, называется *армирующим* или *усиливающим* компонентом. Матрицей могут служить металлы и их сплавы, органические и неорганические полимеры, керамика и другие вещества. Армирующими компонентами являются либо тонкодисперсные порошкообразные частицы, либо волокнистые материалы различной природы.

В зависимости от вида армирующего компонента композиционные материалы подразделяются на две основные группы: *дисперсно-упрочненные* и *волокнистые*.

Дисперсно-упрочненные композиты представляют собой материал, в матрице которого равномерно распределены тонкодисперсные частицы второго вещества. В таких материалах при нагружении всю нагрузку воспринимает матрица, а армирующие частицы второй фазы создают условия для эффективного сопротивления пластической деформации.

У волокнистых композитов матрица армируется высокопрочными *волокнами*, *проволокой* или *нитевидными кристаллами*. Идея создания волокнисто-армированных структур состоит в том, чтобы при его деформации обеспечивалось нагружение волокон и использовалась бы их высокая прочность.

К материалу матрицы волокнистых композитов предъявляются

следующие требования: хорошая смачиваемость волокна, возможность предварительного изготовления полуфабрикатов с последующим изготовлением из них изделий; качественное соединение слоев композита в процессе формования; невысокие параметры формообразования (например, температуры, давления).

Свойства границы раздела между матрицей и волокном определяют уровень свойств композитов и их сохранение при эксплуатации. Локальные напряжения в композите достигают максимальных значений как раз вблизи или непосредственно на границе раздела, где обычно и начинается разрушение материала. Граница раздела должна иметь определенные свойства, чтобы обеспечить эффективную передачу механической нагрузки от матрицы на волокно. Адгезионная связь по границе раздела не должна разрушаться под действием термических и усадочных напряжений, возникающих вследствие различия в температурных коэффициентах линейного расширения матрицы и волокна или в результате химической усадки связующего при его отверждении.

Рассмотрим классификацию и основные особенности строения композитов. Простейший случай волокнистой структуры, характеризующей особенности данного класса материалов, представляет собой набор однородных волокон, заключенных в пластичной матрице. Свойства такого композита, образованного однонаправленно ориентированными волокнами, *анизотропны*.

Максимальные прочность и жесткость однонаправленного композита реализуются в направлении укладки волокон и могут быть в общем случае рассчитаны по известным свойствам его компонентов и их количественному соотношению.

Важнейшее достоинство композитов – возможность создавать из них элементы конструкций с заранее заданными свойствами, наиболее полно отвечающими характеру и условиям работы. Многообразие волокон и матричных материалов, а также схем армирования, используемых при создании композитов, позволяет направленно регулировать прочность, жесткость, уровень рабочих температур и другие свойства путем подбора состава, изменения соотношения компонентов и макроструктуры композита.

Можно выделить несколько больших групп композиционных материалов. К таким группам следует отнести *композиты с полимерной матрицей* (пластики), *композиты с металлической*

матрицей (металлокомпозиты), композиты с керамической матрицей и композиты с углеродной матрицей.

На рис. 10.1 представлена общепринятая классификация композитов по конструктивному признаку.

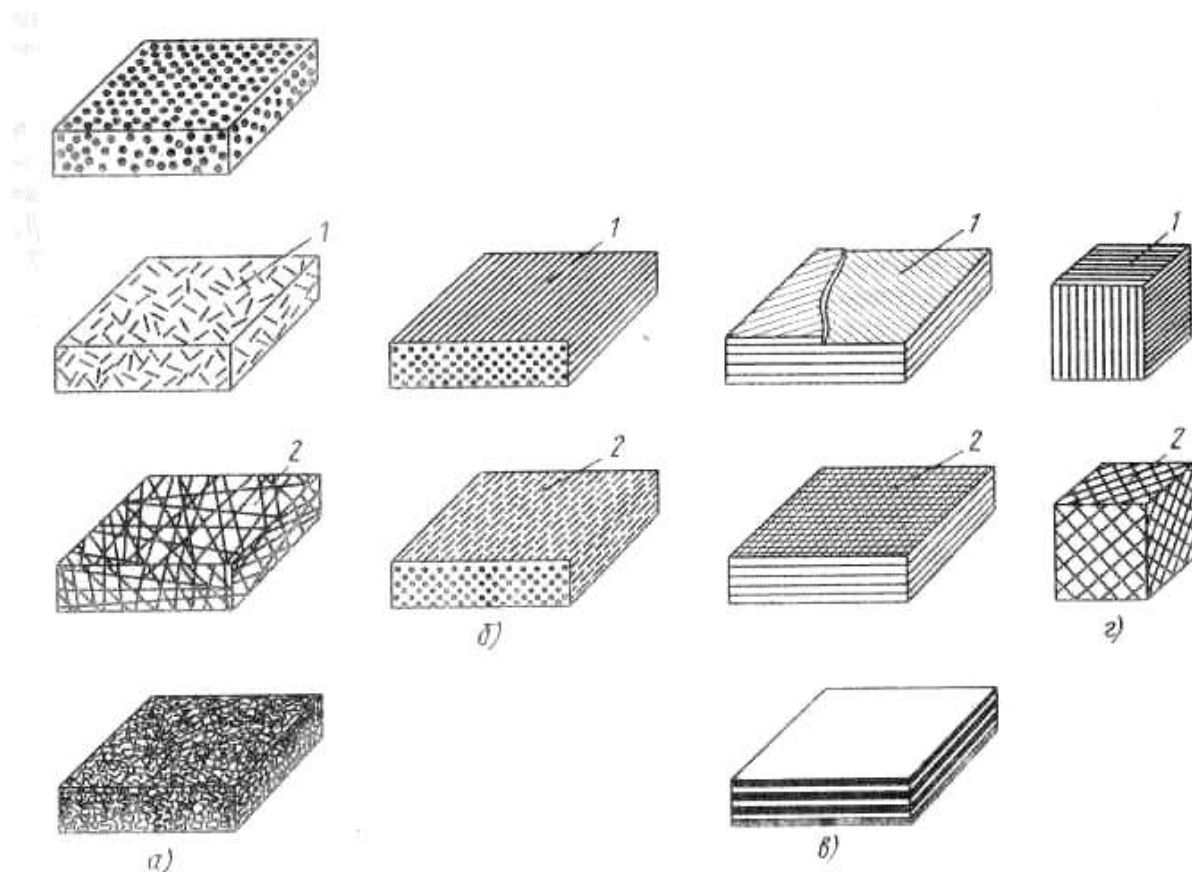


Рис. 10.1. Классификация композитов по конструктивному признаку:
а – хаотически армированные: *1* – короткие волокна; *2* – непрерывные волокна;
б – одномерноармированные: *1* – однонаправленные непрерывные; *2* – однонаправленные
 короткие; *в* – двумерноармированные: *1* – непрерывные нити; *2* – ткани;
з – пространственно армированные: *1* – три семейства нитей; *2* – *n* семейств нитей.

Свойства композитов зависят не только от свойств волокон и матрицы, но и от способов армирования. Различают композиты: образованные из слоев, армированных параллельными непрерывными волокнами; армированные тканями (текстолиты); с хаотическим и пространственным армированием.

В результате совмещения армирующих элементов и матрицы образуется комплекс свойств композита. Появление ряда новых свойств в композитах связано с гетерогенной структурой, обуславливающей наличие большой поверхности раздела между

волокнами и матрицей, а также возможным взаимодействием матрицы и армирующего компонента.

Волокнистые армирующие элементы. В качестве армирующих элементов в композитах применяются волокна различной природы. Форма волокнистых армирующих элементов определяется природой волокон, способом их получения и дальнейшей текстильной переработкой, а также процессами получения композитов и изделий из них. Волокнистые армирующие элементы – это, как правило, непрерывные волокна, представленные в виде крученых и некрученых нитей, жгутов, лент, тканей различного переплетения, а также короткие волокна в виде порошков, штапельных тканей, матов и т. д.

Непрерывные волокна. Существует большое разнообразие непрерывных волокон: металлические, борные, углеродные и др. Каждые из них имеют определенные способы получения, обработки и применения.

Металлические волокна или проволоки. Наиболее экономичные и весьма эффективные армирующие материалы. Для конструкционных композитов, эксплуатируемых при низких и умеренных температурах, используют стальную и бериллиевую проволоку; для композитов, эксплуатируемых при умеренных и высоких температурах – вольфрамовые и молибденовые.

Проволока из сталей являются самыми доступными. Для изготовления тонкой высокопрочной проволоки наиболее широко применяются коррозионно-стойкие стали с метастабильным в условиях холодной деформации аустенитом. В процессе изготовления проволоки происходит практически полное превращение аустенита в мартенсит, что обеспечивает значительное упрочнение (в сочетании с наклепом при холодном деформировании). Кроме того, возможно дополнительное упрочнение в результате отпуска проволоки.

Разупрочнение стальных проволок происходит после выдержек при температурах 375...400 °С. Исключением является проволока из стали ВНС-9, сохраняющая свои прочностные характеристики до температур 480...500 °С.

Вольфрамовые волокна являются достаточно технологичными волокнами для композитов, эксплуатируемых при высоких температурах. Введение в вольфрам и сплавы на его основе

тугоплавких дисперсных частиц (карбидных и др.) позволяет существенно повысить способность вольфрамовых волокон к сохранению высокотемпературной прочности и сопротивления ползучести.

Молибденовые проволочные волокна несколько уступают вольфрамовым по прочностным, упругим характеристикам и по жаропрочности.

Недостатком вольфрамовых и молибденовых проволок является необходимость их защиты от окисления при повышенных температурах.

Борные волокна. Композиты на основе борных волокон имеют высокие прочностные (при растяжении и сжатии) и усталостные характеристики, а также высокий модуль упругости. Борные волокна представляют собой непрерывные моноволокна, неоднородные по структуре и анизотропные диаметром 5...200 мкм.

Традиционным методом получения волокон бора является его химическое осаждение при высокой температуре из смеси газов $WCl_3 + H_2$ на вольфрамовую подложку в виде нитей диаметром ~12 мкм. В результате осаждения образуется сердцевина из боридов вольфрама (WB , W_2B_5 и WB) диаметром 15...17 мкм, вокруг которой располагается слой поликристаллического бора (рис. 10.2).

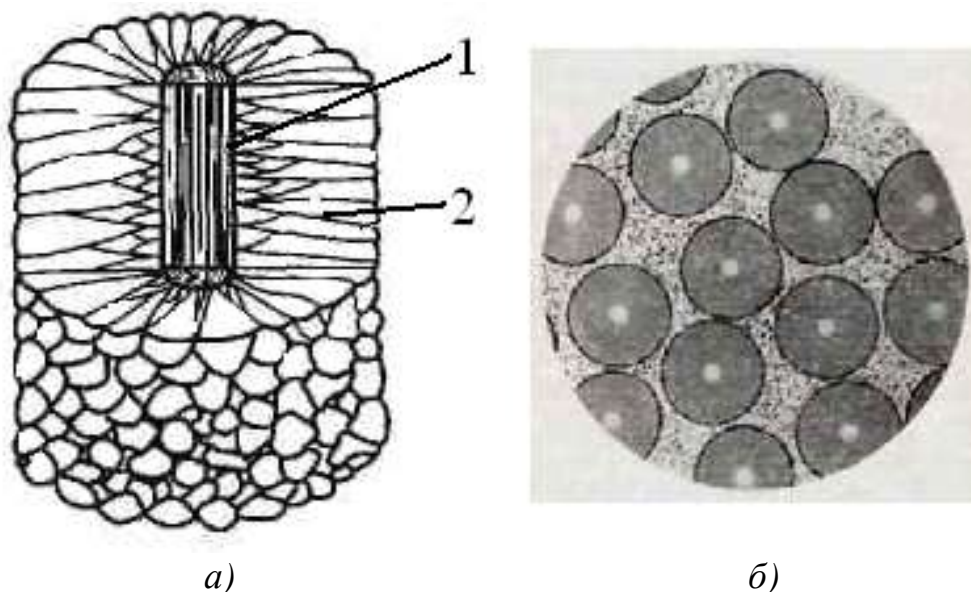


Рис.10.2. Схема строения (а) и микроструктура (б) борного волокна:
1 – вольфрамовая проволока, 2 – кристаллы бора

Для повышения жаростойкости борных волокон и защиты от воздействия некоторых металлических матриц волокна покрывают

карбидом кремния осаждением из парогазовой фазы в среде аргона и водорода. Волокна бора, покрытые тонким слоем карбида кремния, называются *борсиком*.

Разрушение волокон бора и борсика происходит главным образом по дефектам на поверхности волокна. Поверхностное травление позволяет уменьшить дефектность волокна и увеличить его прочность.

Волокна бора находят широкое применение в производстве композитов на основе полимерной и алюминиевой матриц. Композиты на основе борных волокон и алюминиевой матрицы имеют ряд преимуществ перед аналогичными материалами на основе полимерной матрицы. Так, они могут работать при температурах до 370 °С и перерабатываться на обычном технологическом оборудовании, используемом в металлургическом производстве.

Борные волокна обладают большей по сравнению с другими типами армирующих волокон сдвиговой жесткостью. Модуль сдвига $G = 180$ ГПа. Они относятся к числу полупроводников, поэтому их присутствие в композите придает ему пониженные тепло- и электропроводность.

Волокна карбида кремния. Волокна этого типа, как правило, применяются в металлокомпозитах, предназначенных для эксплуатации при высоких температурах.

Основные физико-механические свойства волокон карбида кремния на вольфрамовой подложке приведены в табл. 10.1.

Таблица 10.1

Свойства волокон карбида кремния на вольфрамовой подложке

Плотность $\rho \times 10^{-3}$, кг/м ³	3,3
Модуль упругости при растяжении вдоль волокна E , ГПа	400...500
Модуль сдвига G , ГПа	170
Средняя прочность при растяжении на базе 10 мм, ГПа	2...4
Температурный коэффициент линейного расширения $\alpha \times 10^6$, К ⁻¹ (20...330 °С)	3...3,9

Более дешевые карбидокремниевые волокна на углеродной подложке имеют мелкозернистое строение (размер зерен - 0,5...1,0 мкм), углеродный сердечник слабо связан со слоем карбида кремния

(в связи с отсутствием зоны диффузионного взаимодействия). Поверхностный слой волокна имеет остаточные напряжения сжатия, но их величина меньше, чем в борных и карбидокремниевых волокнах на вольфрамовой подложке. Перечисленные факторы обуславливают пониженные прочностные характеристики карбидокремниевых волокон на углеродной подложке, кроме того, они характеризуются повышенной чувствительностью к поверхностным дефектам.

Углеродные волокна. Углеродные волокна обладают комплексом ценных, а по ряду показателей уникальных механических и физико-химических свойств. Углеродным волокнам присущи высокая теплостойкость, низкие коэффициенты трения и термического расширения, высокая стойкость к атмосферным воздействиям и химическим реагентам, различные электрофизические свойства (от полупроводников до проводников). Они могут иметь сильно развитую поверхность (1000...2000 м²/г). Углеродные волокна имеют высокие значения удельных механических характеристик.

Углеродные волокна делятся на *карбонизованные* (температура термообработки 900...2000 °С, содержание углерода 80...90 %) и *графитизированные* (температура термообработки до 3000 °С, содержание углерода выше 99 %).

Существуют два основных типа исходных материалов для углеродных волокон: химические волокна — *вискозные* или *полиакрилонитрильные (ПАН)* и *углеродные пеки*.

Процесс получения углеродных волокон из ПАН-волокон включает текстильную подготовку материала, окисление, высокотемпературную обработку (карбонизацию и графитацию). Окисление облегчает дегидрирование полимера, создает условия для создания оптимальной структуры углерода. В процессе высокотемпературной обработки осуществляется переход от органического к углеродному волокну. Обработка проводится в вакууме или в инертной среде. Конечная температура термообработки существенно влияет на свойства углеродных волокон. Изменяя ее, можно управлять свойствами волокна.

Более дешевые и доступные исходные материалы – нефтяные и каменноугольные пеки. Волокна из них формуют, пропуская расплав при температуре 100...350 °С через фильеры диаметром 0,3 мм. Затем

сформованное волокно вытягивается до степени вытяжки 100 000...500 000 %. При этом достигается высокая ориентация макромолекул волокна. Карбонизация и графитизация пековых волокон производится аналогично ПАН-волокнам.

Углеродные волокна имеют *фибрилярное* строение. Характерный элемент структуры – закрытые поры, которые могут занимать до 33 % объема волокна. Поры имеют иглоподобную форму, ориентированы они вдоль оси волокна, их средняя длина $(2...3) \times 10^{-2}$ мкм, а диаметр $(1...2) \times 10^{-3}$ мкм. Увеличение числа пор снижает прочность волокна при растяжении. Структура углеродного волокна показана на рис. 10.3.

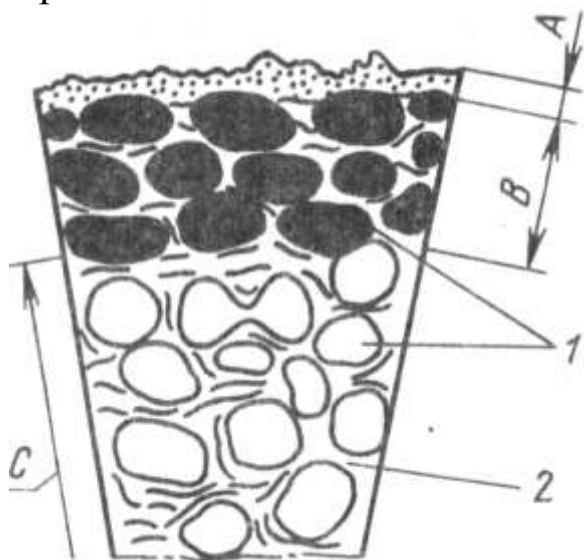


Рис. 10.3. Структура углеродного волокна:

A – поверхностный слой; *B* – высокоориентированная зона; *C* – низкоориентированная зона; 1 – микрофибриллы; 2 – аморфный углерод

Углеродные волокна, применяемые для армирования конструкционных материалов, условно делятся на две группы: *высокомодульные* ($E = 300...700$ ГПа, $\sigma_b = 2...2,5$ ГПа) и *высокопрочные* ($E = 200...250$ ГПа, $\sigma_b = 2,5...3,2$ ГПа).

Стекланные волокна. Стекланные волокна широко применяют при создании неметаллических конструкционных композитов – *стеклопластиков*. При сравнительно малой плотности $(2,4...2,6) \times 10^3$ кг/м³, они имеют высокую прочность, низкую теплопроводность, теплостойки, стойки к химическому и биологическому действию.

Основная форма сечения стекловолокна – круг. Однако выпускаются и полые волокна и профилированные с формой сечения

в виде треугольника, квадрата, шестиугольника, прямоугольника (рис. 10.4).

Непрерывные волокна получают вытягиванием расплавленной стекломассы через фильеры диаметром 0,8...3,0 мм и дальнейшим быстрым вытягиванием до диаметра 3...19 мкм. *Штапельное волокно* получают вытягиванием непрерывного стекловолокна и разрывом его на отрезки определенной длины или разделением расплавленного стекла на отдельные части, которые затем растягивают (раздувают) для получения коротких волокон центробежным или комбинированным способом.

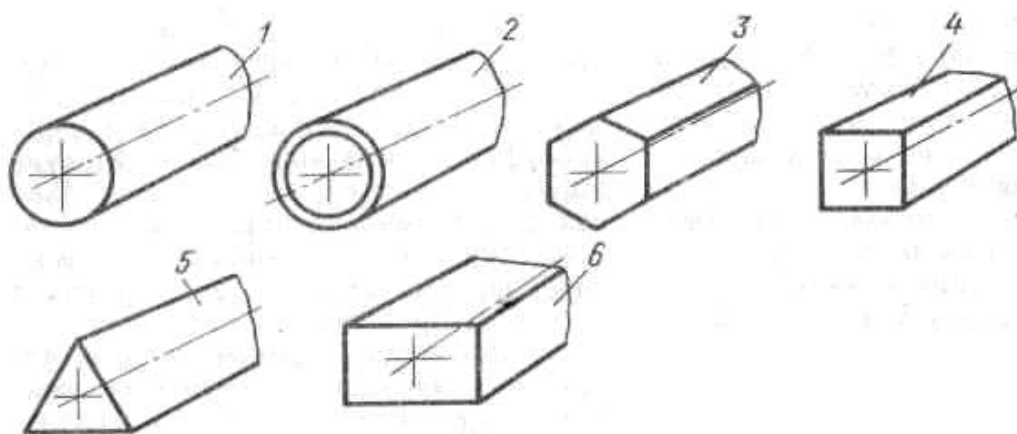


Рис. 10.4. Формы сечений стеклянных волокон

Кварцевое волокно, в основном, получают из стержней вытягиванием, поскольку кварц даже при температуре 2100 °С имеет очень высокую вязкость, что затрудняет формование его из расплава.

Кремнеземное волокно, содержащее 94...99 % SiO_2 , получают выщелачиванием из силикатных стекол оксидов алюминия, бора, кальция, магния.

Наиболее широко применяются бесщелочное алюмоборосиликатное *E*-стекло (в состав его входят оксиды SiO_2 , Al_2O_3 , B_2O_3 , CaO , MgO , K_2O и Na_2O и некоторые другие компоненты), а также высокопрочное стекло (в состав его входят оксиды SiO_2 , Al_2O_3 , MgO).

Поверхность стеклянных волокон покрывают замасливателем, который предотвращает истирание волокон при транспортировке и различных видах переработки.

Стекловолокна весьма термостойки. Бесщелочные алюмо-силикатные стекла начинают снижать свою прочность при 330 °С,

натрийкальцийсиликатные, боратные, свинцовые и фосфатные при 130...230 °С. Модуль упругости снижается незначительно вплоть до температуры размягчения.

Стекловолокна применяются в качестве армирующих элементов композитов в виде жгутов и нитей из элементарных волокон, лент, тканей разнообразного плетения, матов, холстов и других нетканых материалов.

Органические волокна. Для получения высокопрочных и высокомодульных композитов с полимерной матрицей (органопластиков) применяют волокна на основе ароматических полиамидов (арамидов).

Высокомодульные и высокопрочные арамидные волокна обладают уникальным комплексом свойств: высокими прочностью при растяжении и модулем упругости, термостабильностью, позволяющей эксплуатировать их в широком температурном интервале, хорошими усталостными и диэлектрическими свойствами, незначительной ползучестью. Благодаря низкой плотности арамидные волокна по удельной прочности превосходят все известные в настоящее время армирующие волокна и металлические сплавы, уступая по удельному модулю упругости углеродным и борным волокнам. Арамидные волокна отличаются хорошей способностью к текстильной переработке. Так, сохранение прочности арамидных волокон после ткачества составляет 90 % исходной прочности нитей, что дает возможность применять их в качестве тканых армирующих материалов.

Коротковолокнистая арматура. Усы представляют собой нитевидные монокристаллы, выращенные в специальных условиях (рис. 10.5).

Они имеют механическую прочность, эквивалентную прочности связи между атомами. Прочность усов обусловлена высоким совершенством и бездефектностью структуры кристаллов; такая структура не может быть получена в случае крупных кристаллов, всегда имеющих большое число дислокаций. Усы карбида кремния имеют прочность более 30 ГПа и модуль упругости при растяжении более 690 ГПа.

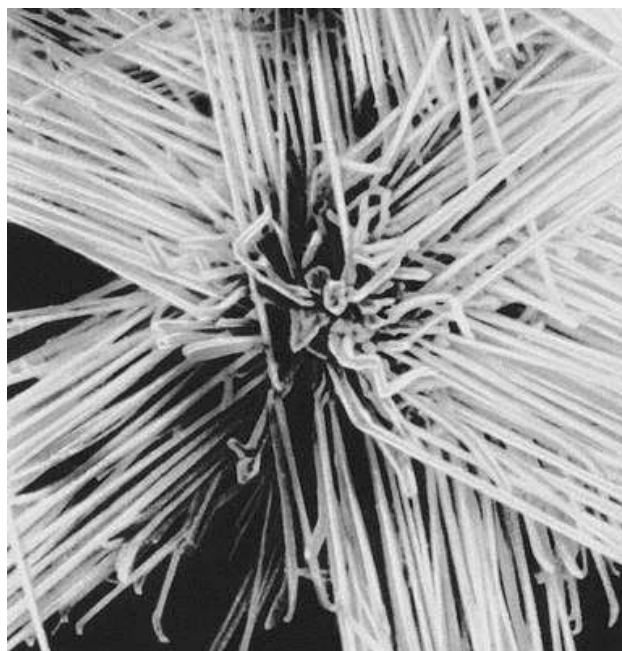


Рис. 10.5. Нитевидные кристаллы AlN
(электронномикроскопическое изображение).

Исследование зависимости прочности усов от их диаметра показывает, что по мере уменьшения диаметра и, следовательно, возрастания совершенства структуры прочность резко возрастает. Разрушающее напряжение при растяжении усов в 5...10 раз больше, чем у непрерывных армирующих волокон (стеклянных или борных).

Усы обладают одновременно достоинствами стеклянных и борных волокон: их предельное удлинение, как у стеклянного волокна (3...4 %), а модуль упругости, как у борных волокон (410...690 ГПа и более).

Свойства некоторых наиболее распространенных видов нитевидных монокристаллов (усов) приведены в табл. 10.2.

Металлические композиционные материалы. Композиты с металлической матрицей впервые начали применяться в авиакосмической технике, где была приемлема высокая стоимость их производства.

Упрочнение композитов с металлической матрицей осуществляется частицами различных форм и размеров, непрерывными и прерывистыми волокнами. Композиты с упрочняющими частицами отличаются от композитов упрочненных волокнами, изотропностью свойств, более низкой стоимостью производства и возможностью последующей обработки.

Свойства нитевидных кристаллов

Кристалл	Плотность, г/см ³	Средняя прочность, ГПа	Модуль упругости E , ГПа
Оксид алюминия	3,9	14...23	480...1030
Нитрид алюминия	3,3	14...20	345
Оксид бериллия	1,8	13,8...19,3	689
Карбид бора	2,5	6,9	448
Графит	2,2	20,7	980
Оксид магния	3,6	24,1	310,3

Композиционные материалы (КМ) с алюминиевой матрицей.

Материалы с алюминиевой матрицей, нашедшие промышленное применение, в основном армируют стальной проволокой (КАС), борным волокном (ВКА) и углеродным волокном (ВКУ). В качестве матрицы используют как технический алюминий (например, АД1), так и сплавы (АМг6, В95, Д20 и др.).

Использование в качестве матрицы сплава, упрочняемого термообработкой (закалка и старение) (например, В95), дает дополнительный эффект упрочнения композиции. Однако в направлении оси волокон он невелик, тогда как в поперечном направлении, где свойства определяются в основном свойствами матрицы, достигает 50 %. Например, механические свойства композиционного материала алюминиевый сплав (Al – 1 % Mg – 0,6 % Si – 0,2 % Cr) – борные волокна (50 об. %) вдоль волокна до и после термической обработки – $\sigma_b = 1580$ МПа и 1670 МПа, $E = 232$ и 239 ГПа, соответственно, то поперек волокна до и после термической обработки $\sigma_b = 137$ и 259 МПа, $E = 141$ и 148 ГПа.

Наиболее дешевым, достаточно эффективным и доступным армирующим материалом является высокопрочная стальная проволока. Так, армирование технического алюминия проволокой из стали ВНС9 диаметром 0,15 мм ($\sigma_b = 3600$ МПа) увеличивает его прочность в 10...12 раз при объемном содержании волокна 25 % и в 14...15 раз при увеличении содержания до 40 %, после чего временное сопротивление достигает, соответственно, 1000...1200 и 1450 МПа. Если для армирования использовать проволоку меньшего

диаметра, т. е. большей прочности ($\sigma_B = 4200$ МПа), временное сопротивление композиционного материала увеличится до 1750 МПа. Таким образом, алюминий, армированный стальной проволокой (25...40 %), по основным свойствам значительно превосходит даже высокопрочные алюминиевые сплавы и выходит на уровень соответствующих свойств титановых сплавов. При этом плотность композиций находится в пределах 3,9...4,8 г/см³.

Упрочнение алюминия и его сплавов более дорогими волокнами В, С, Al₂O₃ повышает стоимость композиционных материалов, но при этом эффективнее улучшаются некоторые свойства: например, при армировании борными волокнами модуль упругости увеличивается в 3...4 раза, углеродные волокна способствуют снижению плотности. Приведем влияние объемного содержания волокон бора на прочность и жесткость композиции алюминий – бор.

Объемное содержание волокон, %	0	10	30	50
σ_B , МПа	70...140	500...650	300...380	1100...1400
E , ГПа	70	105	180	200...257

Бор мало разупрочняется с повышением температуры, поэтому композиции, армированные борными волокнами, сохраняют высокую прочность до 400...500 °С. Промышленное применение нашел материал, содержащий 50 об. % непрерывных высокопрочных и высокомодульных волокон бора (ВКА-1). По модулю упругости и временному сопротивлению в интервале температур 20...500 °С он превосходит все стандартные алюминиевые сплавы, в том числе высокопрочные (В95), и сплавы, специально предназначенные для работы при высоких температурах (АК4-1) (рис. 10.6). Высокая демпфирующая способность материала обеспечивает вибропрочность изготовленных из него конструкций. Плотность сплава равна 2,65 г/см³, а удельная прочность – 45 км. Это значительно выше, чем у высокопрочных сталей и титановых сплавов.

Композиционные материалы на алюминиевой основе, армированные углеродными волокнами (ВКУ), дешевле и легче, чем материалы с борными волокнами. И хотя они уступают последним по прочности, обладают близкой удельной прочностью (42 км). Однако изготовление композиционных материалов с углеродным

упрочнителем связано с большими технологическими трудностями из-за взаимодействия углерода с металлическими матрицами при нагреве, вызывающего снижение прочности материала. Для устранения этого недостатка применяют специальные покрытия углеродных волокон.

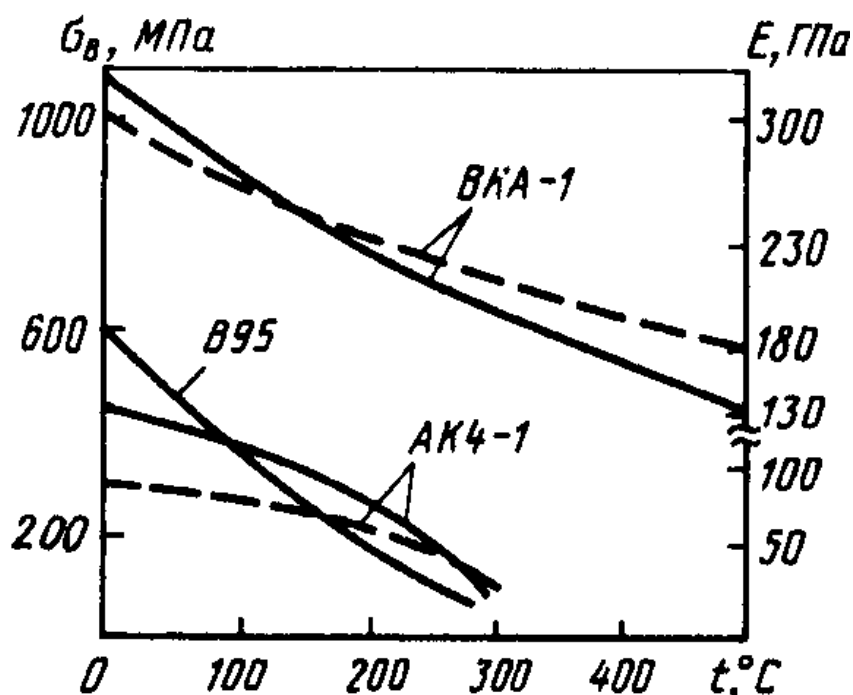


Рис. 10.6. Зависимость временного сопротивления (—) и модуля упругости (---) композиционного материала ВКА-1 в сравнении со сплавами В95 и АК4-1 от температуры испытания

КМ с магниевой матрицей. Материалы с магниевой матрицей (ВКМ) характеризуются меньшей плотностью ($1,8...2,2 \text{ г/см}^3$), чем с алюминиевой, при примерно такой же высокой прочности $1000...1200 \text{ МПа}$ и поэтому более высокой удельной прочностью. Деформируемые магниевые сплавы (МА2 и др.), армированные борным волокном (50 об. %), имеют удельную прочность $> 50 \text{ км}$. Хорошая совместимость магния и его сплавов с борным волокном, с одной стороны, позволяет изготавливать детали методом пропитки практически без последующей механической обработки, с другой — обеспечивает большой ресурс работы деталей при повышенных температурах. Удельная прочность этих материалов повышается благодаря применению в качестве матрицы сплавов, легированных легким литием, а также в результате использования более легкого углеродного волокна. Но, как было указано ранее, введение углеродного волокна осложняет технологию и без того

нетехнологичных сплавов. Как известно, магний и его сплавы обладают низкой технологической пластичностью, склонностью к образованию рыхлой оксидной пленки.

КМ с титановой матрицей. Для упрочнения титановой матрицы используется целый ряд соединений, к ним относятся TiB₂, TiN, B₄C, ZrC, SiC TiB, TiC и Al₂O₃. В табл. 10.3 приводится сравнение свойств титана и керамических упрочняющих частиц.

Таблица 10.3

Механические свойства титана и керамических упрочняющих фаз

Материал	Модуль Юнга, ГПа	Коэффициент линейного расширения, $\times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$
α -Ti	105	8,8
Ti–6%Al–4%V	115	8,8
TiB	550	8,6
TiC	460	7,4
TiN	250	9,3
SiC	420	4,3
Si ₃ N ₄	320	3,2
TiB ₂	529	6,4
B ₄ C	449	4,5
Al ₂ O ₃	350	8,1

При выборе упрочняющей частицы следует учитывать стабильность упрочняющей фазы в титановой матрице. Упрочняющая фаза не должна вступать в реакции с матрицей и сохранять стабильность при температурах обработки. В наибольшей степени этим требованиям соответствуют частицы TiB, коэффициент термического расширения которых близок коэффициенту титана, а модуль Юнга отличается высоким значением. Поэтому в настоящее время особое внимание уделяется именно композиционным материалам Ti – TiB.

КМ с никелевой матрицей. Основная задача при создании таких материалов (ВКН) заключается в повышении рабочих температур выше 1000 °С. И одним из лучших металлических упрочнителей, способных обеспечить хорошие показатели прочности при столь высоких температурах, является вольфрамовая проволока.

Введение вольфрамовой проволоки в количестве от 40 до 70 об. % в сплав никеля с хромом обеспечивает прочность при 1100 °С в течение 100 ч соответственно 130 и 250 МПа, тогда как лучший неармированный никелевый сплав, предназначенный для работы в аналогичных условиях, имеет прочность всего 75 МПа. Использование для армирования проволоки из сплавов вольфрама с рением или гафнием увеличивает этот показатель на 30...50 %.

Композиционные материалы на неметаллической основе.

Преимуществами композиционных материалов на неметаллической основе являются хорошая технологичность, низкая плотность и в ряде случаев более высокие удельные прочность и жесткость. Кроме того, материалы на неметаллической основе имеют и другие ценные свойства: высокую коррозионную стойкость, хорошие теплозащитные и амортизационные характеристики, антифрикционные и фрикционные свойства и др. Их недостатками являются низкая прочность связи волокна с матрицей, резкая потеря прочности при повышении температуры выше 100...200 °С, малая электрическая проводимость, отсутствие способности к сварке.

Среди неметаллических композиционных материалов наибольшее распространение получили композиции с *полимерной матрицей*: эпоксидной, фенолоформальдегидной и полиамидной. В качестве упрочнителей используют высокопрочные и высокомодульные углеродные и борные, стеклянные и органические волокна в виде нитей, жгутов, лент, нетканых материалов.

Композиции с углеродными волокнами называются *углеволокнитами*, с борными – *бороволокнитами*, стеклянными – *стекловолокнитами*, органическими – *органоволокнитами*.

Из-за быстрого отверждения и низкого коэффициента диффузии в неметаллической матрице (исключение составляют органоволокниты) в композиционных материалах нет переходного слоя между компонентами. Связь между волокнами и матрицей носит адгезионный характер, т. е. осуществляется путем молекулярного взаимодействия. Прочность связи характеризуется параметром $\tau_0\xi$ (τ_0 – прочность сцепления, ξ – коэффициент контакта). Этот параметр повышается с увеличением поверхностного натяжения волокна σ_c , характеризующего величину его поверхностной энергии (рис. 11.6.).

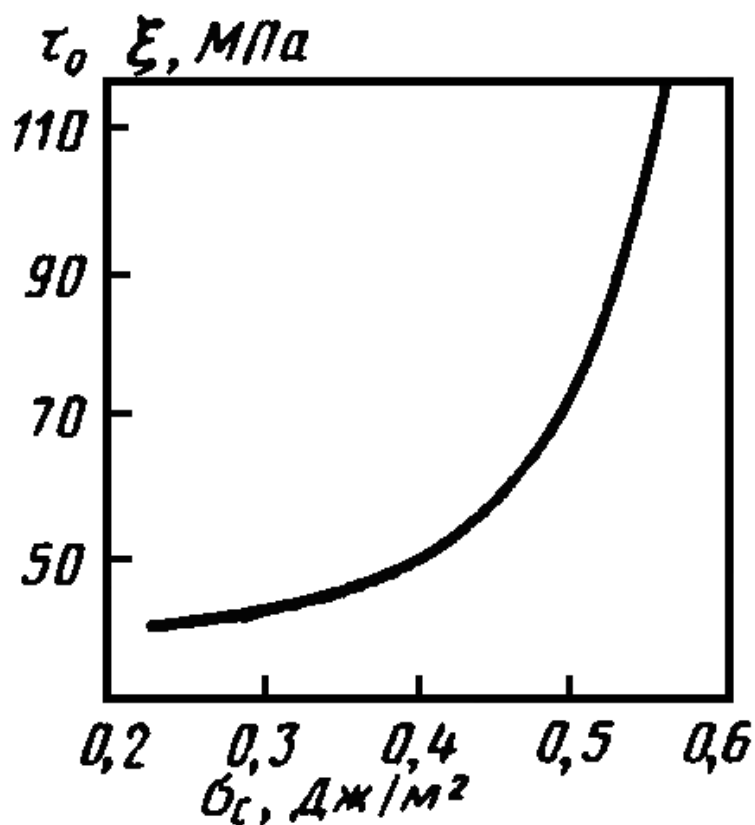


Рис. 11.6. Зависимость параметра $\tau_0 \xi$ боропластика от критического поверхностного натяжения борных волокон

Для обеспечения высокой прочности связи между компонентами необходимо полное смачивание волокон (которое достигается, например, растеканием жидкого связующего по поверхности волокон). Это означает, что энергия поверхности волокон должна быть больше поверхностного натяжения жидкой матрицы. Однако для жидких эпоксидных смол, обладающих лучшей адгезией к наполнителям среди других полимеров, энергия поверхностного натяжения σ_c составляет $5,0 \times 10^{-5}$ Дж/м², тогда как для углеродных волокон энергия поверхности находится в интервале $(2,7 \dots 5,8) \times 10^{-5}$ Дж/м², а для борных она равна $2,0 \times 10^{-5}$ Дж/м². Т.е. энергия поверхностного натяжения волокон ниже. Энергию поверхности волокон повышают различными методами обработки их поверхности: травлением, окислением, вискеризацией.

По сравнению с другими полимерами, применяемыми в качестве матриц композиционных материалов, эпоксидные обладают более высокими механическими свойствами в интервале температур от -60 до 180°C . Они отверждаются при сравнительно невысоких температурах с небольшой усадкой, позволяющей изготавливать из композиционных материалов на их основе крупногабаритные детали.

При изготовлении деталей из композиционных материалов на основе эпоксидных матриц не требуется больших давлений, что особенно важно при использовании для армирования высокопрочных хрупких волокон, так как уменьшается вероятность их повреждения.

Эпоксидные матрицы уступают фенолоформальдегидным и особенно полиамидным в теплостойкости.

Среди КМ с неметаллической матрицей самую высокую прочность и удельную прочность имеют *стекловолокниты*. Они обладают хладостойкостью (до $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) и хорошей теплостойкостью. Их используют для длительной работы в диапазоне температур $200\text{...}400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Кроме того, благодаря демпфирующей способности они используются в условиях вибрационных нагрузок.

Достоинствами стекловолокнитов являются недефицитность и низкая стоимость упрочнителя, недостатком – сравнительно низкий модуль упругости.

Карбоволокниты обладают низкими теплопроводностью и электрической проводимостью, но все же их теплопроводность в $1,5\text{...}2$ раза выше, чем у стеклопластиков, Они имеют малый и стабильный коэффициент трения и обладают хорошей износостойкостью. Температурный коэффициент линейного расширения карбоволокнитов в интервале $20\text{...}120\text{ }^{\circ}\text{C}$ близок к нулю.

К недостаткам карбоволокнитов относят низкую прочность при сжатии и межслойном сдвиге. Специальная обработка поверхности волокон (окисление, травление, вискеризация) повышает эти характеристики.

Бороволокниты характеризуются высокими пределами прочности при растяжении, сжатии, сдвиге, твердостью и модулем упругости. Свойства бороволокнитов зависят не только от свойств волокон и их объемного содержания, но и в большой степени от их геометрии и диаметра. Большой диаметр волокон и высокий модуль упругости придают устойчивость боропластику и способствуют повышению прочности при сжатии.

Органоволокниты обладают высокой удельной прочностью в сочетании с хорошими пластичностью и ударной вязкостью. Характерной особенностью органоволокнитов является единая полимерная природа матриц и армирующих волокон. Матрица и наполнитель имеют близкие значения температурных коэффициентов линейного расширения, им свойственны химическое взаимодействие

и прочная связь. Органоволокниты имеют бездефектную и практически беспористую структуру, хорошую стабильность механических свойств. Слабым местом при нагружении материала является межмолекулярные связи в самом волокне.

Структура органического волокна состоит из ориентированных макромолекул и их совокупности – *фибрилл*. Большая степень их ориентации в направлении оси волокон обеспечивает волокнам высокие прочность и жесткость. Однако неоднородность структуры волокон обуславливает различные напряженные состояния в отдельных ее элементах. Между ними возникают напряжения сдвига, которые приводят к расщеплению волокна вдоль оси и к разрушению. Такой механизм разрыва волокон вызывает большую работу разрушения композиционного материала в целом. Это характеризует высокую прочность при статическом и динамическом нагружении.

Таким образом, возможность создания из композиционных материалов элементов конструкций с заранее заданными свойствами делает их незаменимым материалов в авиации. Основным направлением развития композиционных материалов на сегодняшний день является поиск новых армирующих компонентов, обеспечение необходимого взаимодействия между матрицей и волокном, выбор перспективных матричных материалов. Особое внимание уделяется новым технологическим процессам изготовления композитов, обеспечивающих не только требуемую форму, но и комплекс заданных свойств.

11. ТЕХНИЧЕСКАЯ КЕРАМИКА

В настоящее время прочностные и конструкционные возможности металлов в значительной степени использованы. Поэтому конструкторы и материаловеды ищут альтернативные металлам материалы. Одними из таких перспективных материалов является техническая керамика. Целые классы керамических материалов, такие, как оксиды, бориды, нитриды, карбиды и др. обладают уникальными сочетаниями физико-химических и эксплуатационных свойств: высокие температуры плавления и возможной эксплуатации (до 2500 °С), небольшая плотность (в 2...3 раза меньше, чем у жаропрочных металлов и сплавов), высокая упругость и твердость (близкая к твердости алмаза), высокие значения напряжения сжатия, высокая химическая стойкость, износостойкость, устойчивость к эрозии, высокая коррозионная стойкость, низкие коэффициенты трения.

Однако, у керамики, как конструкционного материала, есть и существенные недостатки. Основным ограничением, препятствующим повсеместному использованию технической керамики, является ее хрупкость. Керамика, в силу присутствия жестких направленных ковалентных связей между атомами, не обладает способностью к перераспределению высоких внутренних напряжений за счет пластической деформации. Не полностью решены технологические трудности получения деталей с воспроизводимыми и одинаковыми свойствами. Во всем мире проводятся широкомасштабные исследования, направленные на преодоление этих проблем.

Исходные компоненты технической керамики. Основой технической керамики являются кислородосодержащие и бескислородные неметаллические тугоплавкие соединения с температурой плавления более 1500 °С (табл. 11.1).

По своему химическому составу в технике, в основном, используются оксиды алюминия, циркония, двойные соединения и твердые растворы в системах $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$, $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$, $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{TiO}_2$, $\text{ZrO}_2 - \text{CaO}$, $\text{ZrO}_2 - \text{MgO}$, $\text{ZrO}_2 - \text{Y}_2\text{O}_3$; некоторые тройные соединения, такие, как кордиерит, бескислородные тугоплавкие соединения: B_4C , SiC , TiC , BN , Si_3N_4 , TiN , $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, а также соединения и твердые растворы в системе $\text{Si} - \text{Al} - \text{O} - \text{N}$ (сиалоны).

Таблица 11.1

Свойства тугоплавких материалов

Материал	T _{пл.} , °C	T _{раб} на воздухе, °C	Прочность, МПа		
			20 °C	1200 °C	1500 °C
Суперсплавы	1600	1200	1000	250	-
Si ₃ N ₄	1500	1500	1000	800	600
SiC	2540	1650	400	400	400
Al ₂ O ₃	2050	1700	400	100	-
ZiO ₂	2667	1000	1000	250	-
ThO ₂	3300				
SiC - C	2500	1700	380		380
ZrB ₂ - TiB ₂	2900- 3070				
TaC - TaN	3000- 4175				
HfC - TaC	4000	2200	1500		600 при 2000 °C
ZrC – ZrB ₂	-	2200	420	450	600 при 2000 °C
TiC - C	3080				
ZrC - C	2929				
NbC - C	3150				
TaC - C	3310		1 1		

Оксид алюминия.

Оксид алюминия (глинозем) плавится при температуре ~2054 °C, имеет плотность 3,98...4,0 г/см³ и существует в нескольких полиморфных модификациях. α-Al₂O₃ имеет гексагональную структуру, встречается в природе в виде минерала корунда и является наиболее устойчивой полиморфной модификацией в широком интервале температур. Второй устойчивой модификацией является γ-Al₂O₃ с кубической решеткой, образующаяся при прокаливании гидратов оксида алюминия. При нагревании до температур выше 1100...1200 °C γ-Al₂O₃ необратимо переходит в α-Al₂O₃. Существуют также β, δ, η, θ, ρ и χ-формы глинозема. Их можно рассматривать как

неустойчивые промежуточные образования.

Модуль упругости $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ составляет 400..410 ГПа, модуль сдвига – 160...165 ГПа и они зависят от температуры и кристаллографической ориентации. Сопротивление разрушению сколом по базисным плоскостям существенно уменьшается с повышением температуры, достигая минимума при температурах 1000...1200 °С, что, по-видимому, обусловлено началом хрупко-вязкого перехода в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Диоксид циркония.

Диоксид циркония – тугоплавкое соединение с температурой плавления 2680 °С, с преимущественно ионной межатомной связью. В интервале температур от температуры плавления до 2360 °С ZrO_2 имеет гранецентрированную кубическую решетку. При температурах от 2360 °С до температуры M_s диоксид циркония существует в тетрагональной модификации ($t\text{-ZrO}_2$), а при более низких температурах симметрия структуры ZrO_2 понижается до моноклинной ($m\text{-ZrO}_2$). Превращение $t \rightarrow m$ в ZrO_2 является превращением мартенситного типа. Фазовый переход сопровождается изменением объема на 3...4 %, поэтому при повышении или снижении температуры возникает проблема разрушения монокристаллов или спеченного материала.

Для исключения этого недостатка и для стабилизации кубической и тетрагональной фаз ZrO_2 наиболее широко применяют добавки Y_2O_3 , MgO и CaO , содержание которых составляет 7...10 %. Применяют также метод, при котором твердый раствор кубической структуры можно получить в широкой области температур. Полученный твердый раствор называют стабилизированным диоксидом циркония. Из материалов на основе ZrO_2 изготавливают нагреватели для печей, их используют также в качестве жаропрочных материалов. Кроме того, в результате стабилизации образуется твердый раствор оксидов металлов с валентностью более низкой, чем валентность циркония. Поэтому, естественно, кислорода не хватает и вводится множество вакансий ионов кислорода. В связи с этим материал на основе ZrO_2 применяют в качестве твердого электролита, обладающего кислородной проводимостью (топливные элементы, газовые датчики).

Используют также метод введения добавок MgO и Y_2O_3 , в результате реализации которого кубическая структура полностью не

стабилизируется, Такой материал называется частично стабилизированным диоксидом циркония. При понижении температуры происходит фазовый переход и при комнатной температуре образуется смесь кристаллов моноклинной и кубической структуры. При этом ухудшаются механические свойства.

Модуль упругости частично стабилизированного 3 мол.% Y_2O_3 диоксида циркония также сильно зависит от кристаллографической ориентации и составляет в направлении $\langle 111 \rangle$ - 150 ГПа, в направлении $\langle 001 \rangle$ - 295...300 ГПа. Теоретическая плотность $t-ZrO_2$ - 6,1 г/см³, а $m-ZrO_2$ - 5,5 г/см³.

Двойные и тройные оксиды.

Для технологии технической керамики важное значение имеют некоторые двойные и тройные оксиды, такие, как муллит $3Al_2O_3 \times 2SiO_2$, шпинель $MgO \times Al_2O_3$, титанат алюминия $Al_2O_3 \times TiO_2$, кордиерит $2MgO \times 2Al_2O_3 \times 5SiO_2$.

Муллит - конгруэнтно плавящееся при температуре 1910 °С соединение, образующее две легкоплавкие эвтектики: одну с SiO_2 с температурой плавления 1585 °С состава 5,5 % Al_2O_3 и 94,5 % SiO_2 и вторую с $\alpha-Al_2O_3$ с температурой плавления 1850 °С состава 79 % Al_2O_3 и 21 % SiO_2 (Рис. 11.1, а). Муллит кристаллизуется в ромбической сингонии. Плотность муллита составляет 3,15...3,18 г/см³. Линейное расширение муллита анизотропно: температурные коэффициенты расширения по осям a , b и c соответственно равны $\alpha_a = 5,2$, $\alpha_b = 7,1$ и $\alpha_c = 2,4 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$. Модуль нормальной упругости муллита $1,5 \times 10^5$ МПа.

Алюмомагнезиальная шпинель ($MgAl_2O_4$) содержит 71,7 % Al_2O_3 и 28,3 % MgO и является единственным химическим соединением в системе $MgO - Al_2O_3$ (рис. 11.1, б). Шпинель имеет температуру плавления 2105 °С и образует с MgO эвтектику с температурой плавления 1995 °С. Температура эвтектики Al_2O_3 и твердого раствора шпинели с Al_2O_3 составляет 1920 °С. Шпинель кристаллизуется в гранцентрированной кубической структуре. Плотность алюмомагнезиальной шпинели составляет 3,58 г/см³, твердость по шкале Мооса 8...9. Шпинель химически устойчива по отношению к минеральным кислотам, углероду, расплавам многих металлов.

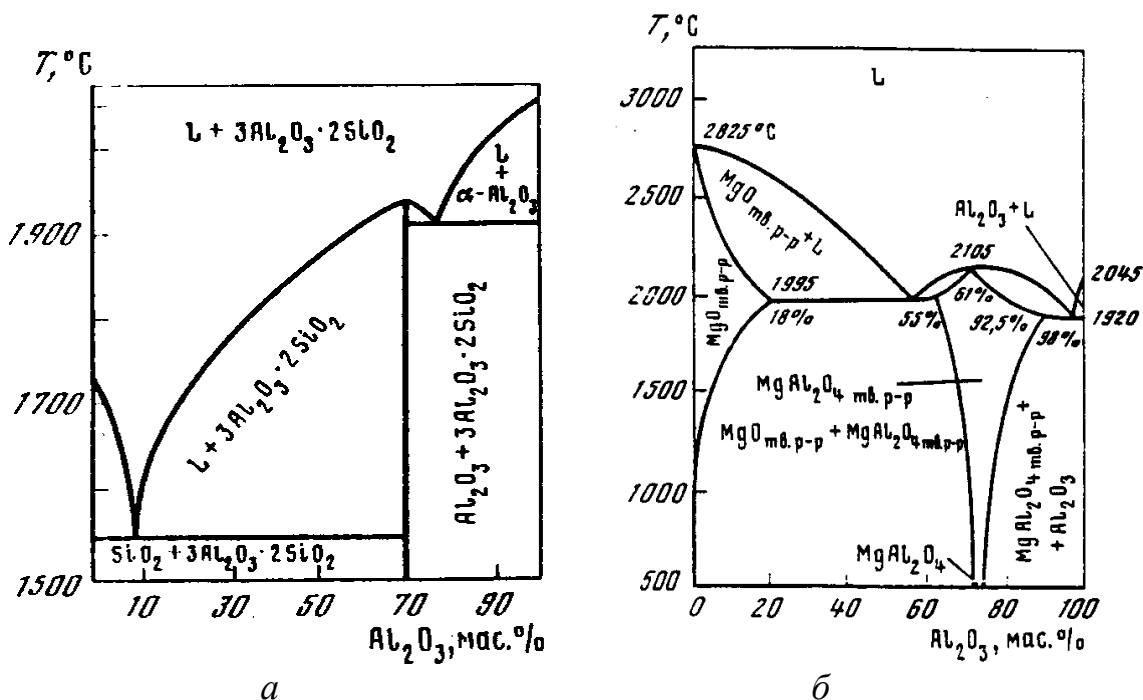


Рис. 11.1. Диаграммы состояния систем $\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$ (а) и $\text{MgO} - \text{Al}_2\text{O}_3$ (б)

Титанат алюминия (Al_2TiO_5) – соединение с температурой плавления 1860°C , характеризующееся низким температурным коэффициентом линейного расширения. Широко используется для изготовления термостойкой керамики. Соединение Al_2TiO_5 имеет две полиморфные модификации: высокотемпературную α и низкотемпературную β . Для стабилизации титанита алюминия используют такие добавки, как MgO , SiO_2 , ZrO_2 . Термическое расширение Al_2TiO_5 анизотропно, что обуславливает склонность керамики из этого материала к растрескиванию.

Карбид кремния.

Карбид кремния – тугоплавкое соединение с преимущественно ковалентным типом межатомной связи; имеет строго стехиометрический состав. Он существует в двух полиморфных модификациях: $\alpha\text{-SiC}$ с кубической структурой типа алмаза и $\beta\text{-SiC}$ с гексагональной структурой слоистого типа. Переход кубической модификации в гексагональную происходит при высокотемпературной термообработке.

$\alpha\text{-SiC}$ относится к структурам замещения. Известно около 10 видов модификаций $\alpha\text{-SiC}$, различающихся только расположением гексагональных слоев. $\alpha\text{-SiC}$ при температуре около $2200\text{--}2300^\circ\text{C}$ необратимо переходит в $\beta\text{-SiC}$, который при температуре около 2700°C разлагается с образованием графита. Обычно $\alpha\text{-SiC}$ широко

используют в промышленности в качестве абразива, β -SiC приобрел большое значение в качестве материала для нагревателей.

Ковалентная связь между Si и C в кристаллах SiC исключительно прочна, поэтому SiC и физически и химически устойчив. Он обладает жаропрочностью, высокими механической прочностью и твердостью (прочность по шкале Мооса выше 9,5), высокотемпературной прочностью, коррозионной стойкостью. Кроме того, SiC обладает высокой теплопроводностью и низким коэффициентом термического расширения. Ему свойственны также стойкость к термическим ударам и малая плотность ($3,1 \text{ г/см}^3$). По электрическим свойствам он относится к собственным полупроводникам, его можно использовать и в качестве проводника.

Синтез исходного порошка SiC осуществляют с помощью реакций SiO_2 с C или Si с C. Распространен также синтез усов с помощью метода выращивания из газовой фазы.

Процесс спекания SiC связан с большими трудностями. Для их преодоления добавляют микроколичества бора и углерода. Однако введение примесей снижает высокотемпературную прочность.

Нитрид кремния.

Нитрид кремния относится к кристаллам с ковалентным характером связи, состоящим из кремния и азота. Известны две модификации нитрида кремния – низкотемпературная тригональная α - Si_3N_4 и высокотемпературная гексагональная – β - Si_3N_4 ; α - Si_3N_4 переходит в β - Si_3N_4 при температурах приблизительно $1400 \dots 1600 \text{ }^\circ\text{C}$, β - Si_3N_4 возгоняется, диссоциируя при $1900 \text{ }^\circ\text{C}$.

Ковалентный тип связи в кристаллах Si_3N_4 обуславливает его исключительную устойчивость, жаропрочность, высокую механическую прочность, большую твердость (твердость по Моосу составляет 9), высокотемпературную прочность, коррозионную стойкость. Так как коэффициент термического расширения низкий ($3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), то Si_3N_4 характеризуется высокой стойкостью к термоударам. Кроме того, для него характерна малая плотность ($3,2 \text{ г/см}^3$). Главное отличие Si_3N_4 от SiC состоит в том, что он является диэлектриком и характеризуется низкой теплопроводностью. Исследования показывают перспективность применения Si_3N_4 в сверхтвердых обрабатывающих инструментах, которые должны обладать высокой твердостью, что используют во вращающихся и неподвижных лопатках газовых турбин, в камерах сгорания, где

требуется жаропрочность, большая высокотемпературная прочность и коррозионная стойкость.

При изготовлении технической керамики используются и другие тугоплавкие соединения, главным образом в виде компонентов композиционных материалов для целенаправленного изменения одного или нескольких функциональных характеристик.

Перспективные технологии получения керамики. Технология получения керамических материалов основана на процессах приготовления керамических масс, формования сырых полуфабрикатов и спекания. Однако традиционные процессы порошковой металлургии в ряде случаев не позволяют удовлетворить требованиям, предъявляемым к изделиям. Значительные проблемы возникают, например, при получении изделий из ультрадисперсных порошков субмикронного и нанокристаллического размера. Поэтому при изготовлении керамик необходимы новые технические решения, основанные на известных закономерностях поведения порошковых систем при термомеханических воздействиях, а также принципиально новые технологические процессы получения керамических изделий.

Рассмотрим некоторые технологические процессы получения керамик и их обработки.

Порошки бескислородных тугоплавких соединений с преимущественно ковалентной межатомной связью не поддаются спеканию без приложения давления и для их спекания используют специальные добавки, формирующие структуру границ зерен в керамическом материале. Это часто нежелательно, поскольку наличие легкоплавких зернограничных фаз приводит к деградации механических свойств спеченных материалов. В связи с этим при изготовлении бескислородных керамических материалов широко используют процессы реакционного связывания. Формирование структуры при этом происходит в результате реакций *in situ* непосредственно в процессе обжига. В частности, карбидокремниевая керамика может быть получена посредством связывания частиц SiC продуктом взаимодействия кремния с углеродом с участием жидкой или паровой фазы. Взаимодействие кремния с азотом используется для получения реакционно-связанного нитрида кремния.

Технология реакционного связывания позволяет устранить ряд проблем, обусловленных большей линейной усадкой при спекании оксидных материалов, и избежать тем самым коробления и

растрескивания изделий при обжиге. Реакционное связывание сопровождается изменением массы спекаемого тела и определяется процессами массопереноса на расстояниях, сопоставимых с размером всего полуфабриката изделия, тогда как при обычном спекании эти расстояния сопоставимы с размерами спекаемых частиц.

Реакции с участием газовой фазы. Процесс основан на взаимодействии пористой заготовки с газовой фазой при высоких температурах и заполнении порового пространства продуктами реакции, без усадки пористого каркаса. Необходимым условием данного процесса является наличие системы взаимопроникающих пор, чтобы обеспечить доступ к материалу реакционной газовой среды. Наиболее важные технологические факторы – относительная плотность пористой заготовки, дисперсность частиц порошка и их геометрическая форма, температурно-временные параметры проведения процесса.

При изготовлении *реакционно-связанного нитрида кремния* (РСНК) в качестве исходного компонента используют элементный кремний (плотность $2,33 \text{ г/см}^3$). Поскольку плотность Si_3N_4 составляет $3,18 \text{ г/см}^3$, то образование нитрида кремния сопровождается увеличением объема на 22 % и приростом массы на 66,6 %. Размер пор в процессе азотирования уменьшается на 2...3 порядка. Это затрудняет дальнейшую инфильтрацию газа к частицам кремния, уплотнение материала и препятствует полноте превращения.

Полнота превращения кремния в Si_3N_4 возрастает с уменьшением исходной плотности пористого компакта, размера частиц кремния и повышением температуры проведения процесса. Для повышения уровня достигаемой плотности к исходному порошку кремния может быть добавлен порошок Si_3N_4 .

На фазовый состав (соотношение α и β модификаций Si_3N_4) влияют температура проведения процесса, чистота исходных компонентов, состав газовой среды. При пониженных температурах происходит образование игольчатых кристаллов $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, а с приближением температуры к температуре плавления кремния преобладающим становится образование $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$.

Влияние различных факторов на характеристики РСНК приведены в табл. 11.2.

Влияние условий азотирования на характеристики РСНК

Условия процесса азотирования	Влияние на характеристики РСНК
Увеличение длительности процесса	Увеличение соотношения α/β фаз
Низкая температура (<1350 °С)	Высокое соотношение α/β , тонкая микроструктура
Промежуточная температура (1350...1410 °С)	Огрубление микроструктуры, увеличение размера пор
Высокая температура (>1410 °С)	Огрубление микроструктуры, высокое содержание β -фазы
Увеличение удельной поверхности порошка	Увеличение соотношения α/β фаз
Повышение давления азота	Повышение дисперсности структуры и содержания β -фазы
Введение водорода в реакционную газовую смесь	Увеличение соотношения α/β фаз, повышение дисперсности
Введение железа	Увеличение содержания β -фазы при высоких температурах

Механические свойства РСНК зависят от состояния поверхности исходных порошков и от содержания кислорода. Повышение содержания кислородсодержащих силикатных фаз по границам зерен снижает прочность РСНК при высоких температурах. В то же время оксидные и оксиднитридные фазы, расположенные по границам зерен не равномерно, а в виде вязких включений, могут тормозить распространение трещины, повышая тем самым прочность РСНК.

Общим недостатком реакционно-связанных с участием газовой фазы материалов является наличие остаточной пористости. Вследствие этого механические свойства ниже, чем горячепрессованного. Однако реакционное связывание часто позволяет избежать резкой деградации механических свойств при высоких температурах, присущей материалам, изготовленным с введением спекающих добавок, которые образуют относительно легкоплавкие зернограничные фазы.

Реакции с участием жидкой фазы. Процессы взаимодействия с участием жидкой фазы широко используют при изготовлении

карбидокремниевых материалов, проводя инфильтрацию расплавом кремния заготовок, содержащих карбид кремния и углерод.

Инфильтрация расплава металла в пористую заготовку происходит под действием капиллярных сил, и глубина пропитки зависит от таких параметров, как поверхностное натяжение и плотность расплава, угол смачивания инфильтрируемого материала расплавом, размер пор в заготовке. Кинетика инфильтрации определяется параметрами вязкого течения расплава через поровое пространство. Пропитка крупногабаритных заготовок может происходить в течение весьма длительных периодов времени. Например, инфильтрация расплава кремния на глубину 30 см в пористую заготовку происходит за 36 ч. Поэтому разработан другой вариант технологии, предусматривающий введение порошка кремния в исходную шихту с последующим его расплавлением в пористой заготовке.

Недостатком самосвязанного карбида кремния, полученного с участием реакций в жидкой фазе, является снижение прочности при высоких температурах из-за присутствия в структуре материала свободного кремния, содержание которого может достигать 8...40 об.%. Другой особенностью является возможность получения различной микроструктуры на поверхности и в объеме изделия. Тем не менее, материалы из реакционно-связанного SiC находят широкое применение в промышленности, например для изготовления оснастки печей полупроводниковой промышленности, а также в двигателестроении.

Реакционное спекание можно комбинировать с другими процессами уплотнения, такими, как горячее и горячее изостатическое прессование. Его можно проводить также и в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Конструирование границ зерен. Спекание керамики из ковалентных тугоплавких соединений представляет собой весьма сложную проблему. Для достижения плотности, близкой к теоретической, вводят специальные добавки, формирующие структуру границ зерен в керамическом материале. Основной проблемой при этом является ухудшение высокотемпературной прочности. Поэтому необходимо таким образом выбрать состав спекающих добавок, чтобы максимально сохранить высокий уровень механических свойств.

В качестве добавок, интенсифицирующих процессы уплотнения при спекании и горячем прессовании нитрида кремния, используют MgO , Y_2O_3 , BeO , Al_2O_3 , оксиды редкоземельных элементов. Свойства спеченного и горячепрессованного нитрида кремния в значительной степени зависят от природы зернограничных фаз. Наличие стеклообразных зернограничных фаз приводит к резкому снижению механических свойств в интервале температур размягчения стеклофазы. Контролируемой кристаллизацией зернограничных фаз удастся повысить сопротивление высокотемпературной деформации. По совокупности параметров кристаллическая фаза должна удовлетворять определенному комплексу требований.

1. Необходимо, чтобы температура образования эвтектики по границам зерен была достаточно высокой, обеспечивающей требуемую зависимость механических свойств от температуры.

2. Зернограничная фаза должна быть в состоянии термодинамического равновесия по отношению к матричной фазе в широком диапазоне температур.

3. Состав зернограничной фазы должен обеспечивать образование жидкой фазы, смачивающей частицы Si_3N_4 , и эффективное уплотнение при спекании или горячем прессовании.

4. Необходимо, чтобы температурный коэффициент линейного расширения зернограничной фазы был близок к таковому для нитрида кремния во избежание образования высоких остаточных термоупругих напряжений.

5. Дилатометрический эффект превращения в зернограничной фазе должен быть таким, чтобы свести к минимуму образование пор в процессе кристаллизации.

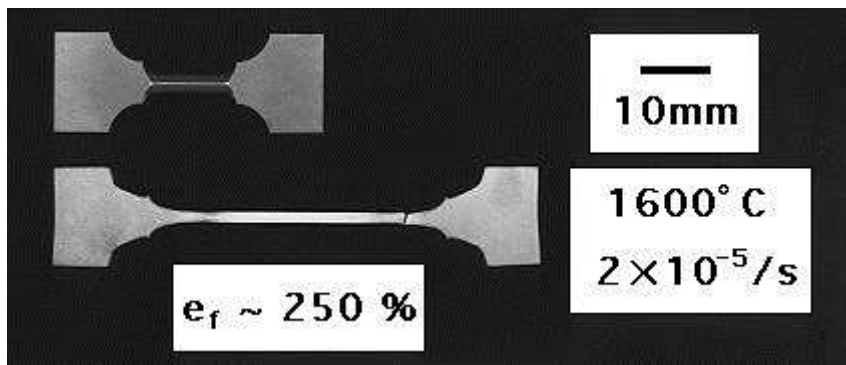
6. Необходимо формирование тонкодисперсной структуры выделений зернограничной фазы для обеспечения высокой ее прочности. Кроме того, следует учитывать, что существует некоторое оптимальное количество жидкой фазы для проведения процесса уплотнения без нежелательного огрубления структуры материала.

Лишь небольшое число составов зернограничных фаз может удовлетворить всем перечисленным выше требованиям. Использование однокомпонентных оксидных добавок не позволяет превысить температуру $1300\text{ }^\circ\text{C}$ превращения зернограничной фазы. Из многокомпонентных оксидных добавок одной из наиболее перспективных является добавка Y_2O_3 в сочетании с Al_2O_3 ,

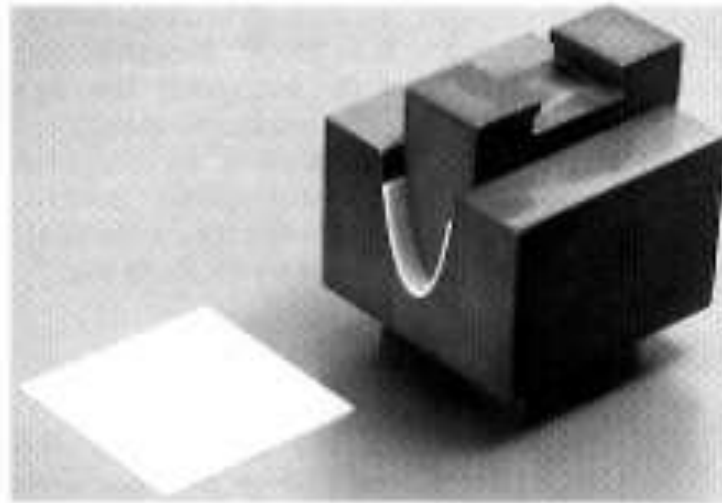
кристаллизующаяся с образованием алюмоиттриевого граната ($Y_3Al_5O_{12}$) с эвтектической температурой 1320 °С. Пока не удалось создать, в частности, β' -сиалоновые материалы, в достаточной степени сохраняющие механические свойства при более высоких температурах. Для нитрида кремния перспективны многокомпонентные зернограничные фазы на основе цельзиана $BaAl_2Si_2O_8$ и пироксена $MgYSi_2O_5N$. Положительные результаты получены и при спекании Si_3N_4 с использованием добавок в системе $Y_2O_3 - Nd_2O_3$. Однако при этом для достижения плотности более 97 % от теоретической необходимо проведение процесса при температуре 1900 °С. Подавление термического разложения нитрида и снижение количества активирующих спекание добавок обеспечивается проведением процесса под высоким давлением азота.

Обработка давлением в режиме сверхпластичности. Проблема формоизменения при горячей обработке давлением керамических материалов до недавнего времени не рассматривалась столь же серьезно, как для металлических материалов. Причина этого в том, что в керамических материалах величины плотности подвижных дислокаций и их подвижности на несколько порядков меньше, чем в металлах. Пластичность, обусловленная диффузионными процессами, в керамических материалах проявляется лишь при высоких температурах. Существует, по крайней мере, еще одна причина, из-за которой большие пластические деформации в керамике труднодостижимы. Она заключается в низкой поверхностной энергии границ зерен в керамических поликристаллах, что обуславливает слабую когезионную прочность границ и склонность к межзеренному разрушению.

Тем не менее, проводились интенсивные исследования возможностей горячей обработки давлением керамических материалов, такой, как экструзия, прокатка, ковка, поскольку решение данной проблемы позволило бы в значительной степени снизить стоимость изделий из-за устранения дорогостоящей операции механической обработки. Успех стал возможным с открытием эффекта сверхпластичности керамики, то есть ее способности проявлять при определенных условиях сверхвысокие деформации при растяжении (рис. 11.2).



a)



Y-TZP sheet superplastically formed at 1450 °C

б)

Рис. 11.2. Примеры сверхпластичности керамик при испытаниях на растяжение (а) и на изгиб (б).

Сверхпластичность керамики может быть обусловлена ультрадисперсной (субмикронной или нанокристаллической) структурой, в которой имеются высокоугловые подвижные границы зерен (структурная сверхпластичность), либо структурными напряжениями, возникающими, например, по достижении температуры фазовой нестабильности или из-за анизотропии термического расширения фаз (трансформационная сверхпластичность).

Эффект сверхпластичности при растяжении установлен для ряда однофазных и композиционных керамических материалов. Например, заметная пластическая деформация тетрагонального диоксида циркония начинается при 1000 °C, но только при температурах выше 1350 °C достигаются относительные удлинения более 100 %.

Уменьшение размера зерна в керамике до уровня 10...100 нм может обеспечить высокую скорость пластической деформации уже

при комнатной температуре. Экспериментально это продемонстрировано на образцах TiO_2 -керамики (полученной окислением титана). Однако, проблемой является термическая нестабильность столь ультрадисперсных структур.

На практике явление сверхпластичности использовали при экструзии прутков из частично стабилизированного диоксида циркония (размер зерна 0,23 мкм) при температуре 1500 °С и степени вытяжки 8:1. С помощью карбидокремниевых инструментов производили гибку листов циркониевой керамики при температуре 1450 °С, а из ZrO_2 -керамики с 2 мол.% Y_2O_3 и 0,3 мол.% CuO выпрессовывали при 1150 °С изделия полусферической формы. Добавка CuO обеспечивала снижение температуры плавления зернограничной стеклофазы и, тем самым, температуры проявления эффекта сверхпластичности. Известны также данные о формоизменении изделий из Al_2O_3 -керамики, в частности, экструзией, при температуре 1600 °С, а также о горячей штамповке керамики в системе ZrO_2 - Al_2O_3 при 1500 °С.

Поведение керамики при обработке в режиме сверхпластичности, в общем, подобно поведению металлов, однако в керамике эффект проявляется при меньших на порядок размерах зерна (менее 1 мкм) и при более низких скоростях деформирования ($< 10^{-4} \text{c}^{-1}$). Из-за термодинамической неустойчивости ультрадисперсных структур в процессе сверхпластической деформации происходит рост зерна, сопровождающийся потерей высоких деформационных характеристик керамики. Поэтому важнейшей задачей является стабилизация границ зерен в материалах с ультрадисперсной структурой, что, вероятно, может быть достигнуто в нанокпозиционных материалах, компоненты которых распределены равномерно на уровне наноструктуры.

Применение технической керамики. Применение керамики (рис. 11.3) даст или уже дает положительный эффект в различных областях авиационной и космической техники, например:

- детали наиболее теплонагруженных элементов авиационной техники (прежде всего двигателей). Так уже сейчас турбоагрегаты, кулачки распределительных валов и клапаны, роторы газовой турбины изготавливаются из нитрида кремния;

- высококачественные абляционные материалы в космической технике (абляция - процессе уноса вещества с поверхности твердого

тела потоком горячего газа). Керамика на основе волокон кварца и боросиликата алюминия используется в облицовочной плитке космических кораблей многоразового использования, например, знаменитого «Бурана»;



a)



б)



в)

Рис. 11.3. Примеры применения керамических материалов в авиа- и ракетостроении:

a – теплозащитные элементы космического корабля «Буран», *б* – термобарьерные керамические покрытия сопел ГТД, *в* – подшипники с керамическими элементами.

- изоляторы в электрическом и электронном оборудовании авиационной техники. Такое применение обусловлено высоким электрическим сопротивлением керамики. Например, оксид алюминия - прекрасный материал для подложек интегральных схем, электрических переключателей и других деталей. Ему не уступают также окись магния и окись бериллия. Керамика как изолятор эффективна при производстве конденсаторов, а также таких уникальных по качеству измерения приборов, как термисторы и

варисторы;

- ферриты, основанные на использовании магнитных свойств керамики. Так «мягкие» керамические ферриты используются для магнитной записи, в приборах памяти, температурных датчиках и электродвигателях, а «жесткие» ферриты – в магнитах;

- оптические светодиоды (германийсодержащее кварцевое стекло, фторид беррилия);

- теплообменники (карбид и нитрид кремния, оксид алюминия).

Керамические теплообменники обеспечивают возможность повышения тепла отходящих газов до уровня 1400 °С по сравнению с 1100 °С для металлических теплообменников;

- подшипники, используемые при высокой температуре и в условиях воздействия коррозионных сред. Наиболее перспективным материалом для элементов подшипников является нитрид кремния. Высокой износостойкостью обладает также корундовая и карбидокремниевая керамика, которая нашла широкое применение не только в авиационной, но и в других отраслях техники (машиностроении, химической, нефтехимической, пищевой, горной, энергетике).

Контрольные вопросы

По разделу 1.

1. Перечислите основные свойства магния.
2. Назовите преимущества и недостатки магниевых сплавов.
3. Какими элементами легируют магниевые сплавы и каково их основное влияние?
4. Дайте характеристику сверхлегким магниевым сплавам.
5. Каковы основные виды термической обработки магниевых сплавов и как они обозначаются?
6. В чем особенность гомогенизационного отжига магниевых сплавов?
7. Какие магниевые сплавы подвергаются естественному старению?
8. В чем сущность термомеханической обработки магниевых сплавов?
9. Приведите классификацию магниевых сплавов по технологии производства, по плотности, по температурам эксплуатации.
10. В чем различие между деформируемыми и литейными магниевыми сплавами?

По разделу 2.

1. Назовите особенности механических свойств бериллия.
2. Как влияет чистота бериллия на его свойства? Назовите причины такого влияния.
3. Объясните природу низкой пластичности бериллия.
4. Какими элементами легируют бериллий и каково влияние легирующих элементов на структуру и свойства бериллиевых сплавов?
5. Чем обусловлена анизотропия свойств бериллия и его сплавов?
6. Приведите режимы рекристаллизационного отжига деформированного бериллия.
7. Какие факторы влияют на механические свойства бериллия, полученного методом порошковой металлургии?
8. Какова технология получения бериллиевой проволоки?
9. Назовите структурные составляющие Al – Be сплавов.
10. Перечислите области применения бериллия и его сплавов.

По разделу 3.

1. Дайте характеристику первичному алюминию (марки, чистота, свойства).
2. Как маркируются алюминиевые сплавы?
3. Приведите классификацию алюминиевых сплавов на основе диаграммы состояния Al – легирующий элемент.
3. Какие сплавы являются нетермоупрочняемыми и почему?
4. Объясните природу упрочнения алюминиевых сплавов при термической обработке.
5. В чем особенность состава и строения силуминов?
6. Каковы особенности порошковых алюминиевых сплавов типа САП?
7. Как обозначают режимы термической обработки алюминиевых сплавов?
8. Дайте характеристику дуралюминам.
9. Какие факторы обеспечивают жаропрочность алюминиевых сплавов?
10. Структура и состав сверхлегких алюминиевых сплавов.

По разделу 4.

1. Каковы основные характеристики титана?
2. Опишите полиморфное превращение в титане.
3. Какие преимущества и недостатки у титановых сплавов?
4. Приведите классификацию титановых сплавов.
5. В чем различие α - и псевдо α - сплавов?
6. Дайте характеристику сплавам серии ОТ4?
7. Объясните сущность упрочняющей термической обработки $\alpha+\beta$ титановых сплавов.
8. Объясните принцип легирования титанового сплава ВТ18У.
9. В чем преимущества сплавов с преобладанием α - фазы?
10. Какие сплавы используются для конструкций, работающих при высоких нагрузках и умеренно высоких температурах?

По разделу 5.

1. Дайте характеристику меди и приведите основные ее свойства.
2. Опишите особенности взаимодействия меди с основными

легирующими элементами.

3. Классификация и маркировка медных сплавов.

4. Однофазные латуни: легирующие элементы, механические свойства.

5. Классификация латуней. Особенности фазового состава.

6. Оловянные бронзы. Структура и механические свойства.

7. Безоловянные бронзы. Структура и механические свойства.

8. Термическая обработка бериллиевых бронз.

9. Области применения латуней и бронз.

10. Причины повышенных антифрикционных свойств бронз.

По разделу 6.

1. Дайте определения жаропрочности и жаростойкости.

2. Каковы основные характеристики никеля?

2. Объясните принцип маркировки никелевых сплавов.

3. Дайте характеристику сплаву ЭИ437Б.

4. Каковы предельные рабочие температуры нагрева деформируемых никелевых сплавов?

5. В чем особенность жаропрочных литейных никелевых сплавов по сравнению с деформируемыми?

6. Какова роль γ' -фазы в никелевых сплавах?

7. Сплавы с монокристаллической структурой – особенности свойств, применение.

8. Применение сплавов с низким содержанием углерода и повышенным содержанием рения и тантала.

9. Какие преимущества дает метод направленной кристаллизации никелевых сплавов?

10. Преимущества и недостатки порошковых никелевых сплавов. Приведите примеры.

По разделу 7.

1. Какие металлы относят к тугоплавким?

2. Назовите основные пути уменьшения склонности тугоплавких металлов к хладноломкости.

3. Сущность «рениевого эффекта».

4. Механизмы повышения прочности и жаропрочности тугоплавких металлов.

5. Особенности тугоплавких сплавов на основе хрома.

6. Назовите основные легирующие элементы ниобиевых сплавов и опишите их влияние на структуру и свойства ниобиевых сплавов.
7. Объясните причину низкой жаростойкости молибдена.
8. Какие защитные покрытия используются для вольфрама и его сплавов?
9. Основные легирующие элементы вольфрамовых сплавов и их влияние на структуру и свойства.
10. Основные недостатки вольфрама и его сплавов.

По разделу 8.

1. Какие фазы относятся к интерметаллическим соединениям?
2. Назовите преимущества и недостатки интерметаллидных сплавов.
3. Дайте определение бертоллидам, дальтонидам и фазам Курнакова.
4. Как зависят прочностные свойства сплавов от состава для систем с дальтонидами, бертоллидами и сверхструктурами Н.С. Курнакова?
5. Какие методы используют для повышения пластичности интерметаллидов?
6. Каковы основные характеристики алюминидов никеля и титана?
7. Дайте характеристику α_2 сплавам.
8. Сущность механизма эффекта памяти формы.
9. Что такое термоупругий мартенсит?
10. Каковы области применения сплавов с эффектом памяти формы?

По разделу 9.

1. Что такое пластмассы?
2. Какие компоненты входят в пластмассы.
3. Приведите классификацию пластмасс.
4. Дайте характеристику фенолоформальдегидной смоле.
5. Каковы основные характеристики термопластов?
6. Какие марки химостойких и уплотнительных пластмасс Вы знаете?
7. Какие стекла применяются для остекления летательных аппаратов?

8. Какими методами получают газонаполненные пластмассы?
9. Объясните процесс старения полимерных материалов.
10. Свойства и методы получения каучуков.

По разделу 10.

1. Дайте определение композиционным материалам.
2. Что такое матрица и армирующий компонент в композиционных материалах?
3. Приведите классификацию композиционных материалов.
4. Что такое дисперсно-упрочненные композиты?
5. Дайте характеристику волокнистым композиционным материалам.
6. Назовите основные характеристики борных волокон.
7. Что такое борсик и какова технология его получения?
8. Охарактеризуйте свойства нитевидных кристаллов. Каковы методы их получения?
9. Приведите сравнительные данные по композиционным материалам с неметаллической и металлической матрицей.
10. Какова природа строения композитов с неметаллической матрицей?

По разделу 11.

1. Какая керамика называется технической?
2. Какие оксидные системы являются основой для технических керамик? Приведите примеры.
3. Дайте характеристику оксиду алюминия.
4. Опишите фазовые превращения в диоксиде циркония.
5. Опишите метод получения реакционно-связанного нитрида кремния.
6. Какие керамики получают с использованием реакций с участием газовой фазы?
7. Какие керамики получают с использованием реакций с участием жидкой фазы?
8. Какие требования предъявляются к границам зерен керамических материалов?
9. Назовите условия перевода керамик в сверхпластическое состояние.
10. Что такое реакционное спекание?

Список литературы

1. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение. М.: Логос, 2006. - 400 с.
2. Белов А.Ф. Строение и свойства авиационных материалов. М.: Металлургия, 1989.
3. Волкова Е.Ф., Антипов В.В.. Магниево деформируемые сплавы. Все материалы. Энциклопедический справочник с Приложением «Комментарии к стандартам, ТУ, сертификатам». 2012, № 5, с.20-26.
4. Гринева С.И., Коробко В.Н., Кузнецов А.И., Сычев М.М. Алюминий и сплавы на его основе. Учебное пособие. СПб, СПбГТИ(ТУ), 2003. - 22 с.
5. Гринева С.И., Коробко В.Н., Кузнецов А.И., Сычев М.М. Медь и ее сплавы: Учебное пособие. СПб.: СПбГТИ(ТУ), 2003. - 19 с.
6. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. - М.: ВИЛС - МАТИ, 2009. - 520 с.
7. Кербер М. Полимерные композиционные материалы. Структура, свойства, технологии. Издательство «Профессия», 2008. - 560 с.
8. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005. - 432 с.
9. Костиков В.И., Варенков А.Н. Сверхвысокотемпературные композиционные материалы М.: Интермет Инжиниринг, 2003. - 560 с.
10. Лихачев В.А. Эффект памяти формы. Соросовский образовательный журнал, № 3, 1997.
11. Магниево сплавы. Справочник. Ч. 1 и 2. Альтман М. Б., Антипова А. П., Блохина В. А. и др. М.: Металлургия, 1978.
12. Новые материалы /Под ред. Карабасова Ю.С. М.: МИСИС, 2002. - 736 с.
13. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы: отечественные и зарубежные марки. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.
14. Прокофьева В.В., Багаутдинов З.В., Котова В.Г. Керамика. Сырье и материалы для керамической промышленности. Том 1. СПб.: Ютас, 2007. - 224 с.
15. Соросовский образовательный журнал. 1996-2004 гг.

16. Тугоплавкие металлы и сплавы / Г. С. Бурханова, Ю. В. Ефимова. М.: Metallurgy, 1986.
17. Фридляндер И.Н. Бериллиевые сплавы – перспективное направление аэрокосмического материаловедения.
<http://viam.ru/public/files/2008/2008-205145.pdf>
18. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. М.: Metallurgy, 1969.
19. Хунджуа А. Г. Эффект памяти формы и сверхупругость. Учебное пособие. М.: Физический факультет МГУ, 2010. 32 с.
20. <http://viam.ru/> - сайт ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов».
21. <http://www.aoovils.ru/> - сайт ОАО «Всероссийский институт легких сплавов».
22. <http://www.naukaspb.ru/spravochniki/Demo%20Metall/> - сайт Металлы и сплавы. Справочник.

Учебное издание

ЗАРИПОВ Наиль Гарифьянович

МАТЕРИАЛЫ
АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

Редактор

Подписано в печать .2015. Формат 60x84 1/6

Бумага офсетная. Печать плоская. Гарнитура Times New Roman Cyr.

Усл. печ. л. . Усл. кр.-отт. . Уч.-изд. л. .

Тираж 100 экз. Заказ №

ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический
университет

Редакционно-издательский комплекс УГАТУ

450000, Уфа-центр, ул. К. Маркса, 12