

**Б.Б. Чечулин, С.С. Ушков, У.Н.
Разуваева, В.Н. Гольдфайн**

Титановые сплавы в машиностроении

**Москва
«Книга по Требованию»**

УДК 621
ББК 34.4
Б11

Б11 **Б.Б. Чечулин**
Титановые сплавы в машиностроении / Б.Б. Чечулин, С.С. Ушков, У.Н. Разу-
ваева, В.Н. Гольдфайн – М.: Книга по Требованию, 2013. – 250 с.

ISBN 978-5-458-28320-5

Для инженерно-технических и научных работников заводов и научно-ис-
следовательских институтов, преподавателей ВУЗов, аспирантов и студентов
старших курсов. Под редакцией заслуженного деятеля науки и техники РСФСР
доктора технических наук профессора Г.И. Капыряна.

ISBN 978-5-458-28320-5

© Издание на русском языке, оформление
«YOYO Media», 2013

© Издание на русском языке, оцифровка,
«Книга по Требованию», 2013

Эта книга является репринтом оригинала, который мы создали специально для Вас, используя запатентованные технологии производства репринтных книг и печати по требованию.

Сначала мы отсканировали каждую страницу оригинала этой редкой книги на профессиональном оборудовании. Затем с помощью специально разработанных программ мы произвели очистку изображения от пятен, клякс, перегибов и попытались отбелить и выровнять каждую страницу книги. К сожалению, некоторые страницы нельзя вернуть в изначальное состояние, и если их было трудно читать в оригинале, то даже при цифровой реставрации их невозможно улучшить.

Разумеется, автоматизированная программная обработка репринтных книг – не самое лучшее решение для восстановления текста в его первозданном виде, однако, наша цель – вернуть читателю точную копию книги, которой может быть несколько веков.

Поэтому мы предупреждаем о возможных погрешностях восстановленного репринтного издания. В издании могут отсутствовать одна или несколько страниц текста, могут встретиться невыводимые пятна и кляксы, надписи на полях или подчеркивания в тексте, нечитаемые фрагменты текста или загибы страниц. Покупать или не покупать подобные издания – решать Вам, мы же делаем все возможное, чтобы редкие и ценные книги, еще недавно утраченные и несправедливо забытые, вновь стали доступными для всех читателей.

ГЛАВА I. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О ТИТАНЕ И СПЛАВАХ НА ЕГО ОСНОВЕ

1. Структурная классификация сплавов титана

Титан — полиморфный металл и может существовать в двух модификациях: α и β . Полиморфное $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращение титана при нагреве и охлаждении происходит при $882,5^\circ\text{C}$. Низкотемпературная α -модификация имеет гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку с параметрами $a = 2,9503 \pm 0,0003 \text{ \AA}$; $c = 4,683 \pm 0,0005 \text{ \AA}$.

Высокотемпературная β -модификация титана имеет объемноцентрированную кубическую кристаллическую решетку. При экстраполяции легирующих элементов на нулевое содержание параметр a решетки β -титана при 25°C составляет $3,282 \text{ \AA}$.

Значение температуры полиморфного превращения у титана весьма стабильно: охлаждение со скоростью в несколько сотен или тысяч градусов в секунду не изменяет ее величины, и только при скорости охлаждения около $10\,000^\circ\text{C}/\text{с}$ обнаруживается снижение температуры превращения примерно на 30° .

Существенное изменение температуры полиморфного превращения может быть достигнуто за счет легирования. Все элементы, присутствующие в титане (примеси и специально вводимые для его легирования), могут быть сгруппированы по влиянию на полиморфизм. Элементы, повышающие температуру полиморфного $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращения и расширяющие область существования α -модификации, относятся к группе α -стабилизаторов. В эту группу входят Al, Ga, La, Ce, O, C, N. Типичные равновесные диаграммы состояния систем Ti— α -стабилизатор приведены на рис. 1, а, б. Обычно α -стабилизаторы подразделяются на две подгруппы: образующие с α -фазой титана твердые растворы замещения (рис. 1, а) и растворы внедрения (рис. 1, б). По мере увеличения содержания α -стабилизирующего элемента повышается температура $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращения, причем переохладить β -фазу до температур, лежащих ниже границы $\beta \rightarrow \alpha$ перехода, невозможно даже при значительных скоростях охлаждения. Все α -стабилизаторы обладают ограниченной растворимостью как в α -, так и в β -модификациях титана. В сплавах, содержащих α -стабилизаторы в количестве, большем предела растворимости, в α -фазе наблюдается перитектоидное превращение β -твердого раствора с образованием либо упорядоченных фаз (системы Ti—Al, Ti—Ga), либо оксидных и карбонитридных соединений (системы Ti—O, Ti—C, Ti—N). К группе β -стабилизаторов относятся элементы, понижающие температуру полиморфного $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения титана и сужающие область существования α -фазы. В эту группу входит

большая часть металлических элементов (Hf, Zr, Nb, V, Mo, Ta, Sn, Mn, Fe, Cr, Co, Ni и др.), а также водород. Все β -стабилизирующие элементы в свою очередь можно разделить на три подгруппы.

1. Элементы, образующие непрерывный ряд твердых растворов с α - и β -модификациями титана (рис. 1, а). К таким элементам относятся аналоги титана — цирконий и гафний. В относительно небольших количествах эти элементы мало снижают температуры $\beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha$ -превращения, что послужило основанием считать их «нейтральными» упрочнителями. В сплавах с большим

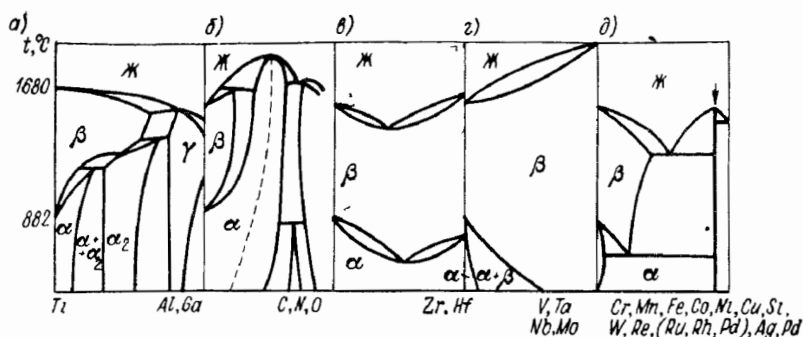


Рис. 1. Двойные системы титана различных типов: а — перитектика — перитектоид; б — то же, с повышением линии ликвидуса — солидуса; в — непрерывный ряд твердых растворов с α -и β -фазами; г — непрерывный ряд твердых растворов с β -фазой при «выклинивании» α -твердых растворов; д — эвтектика — эвтектоид

(40—50%) содержанием Zr и Hf температура полиморфного превращения снижается весьма существенно (до 550°). Тем не менее, зафиксировать β -фазу в сплавах системы Ti—Zr или Ti—Hf при комнатной температуре не удастся, так как превращение $\beta \rightarrow \alpha$ происходит быстро даже при значительных скоростях охлаждения.

2. Элементы, изоморфные β -модификации титана, образующие с ней непрерывный ряд твердых растворов и ограниченно растворяющиеся в α -модификации: Ta, Nb, V, Mo (рис. 1, г).

3. Элементы, ограниченно растворимые как в β -, так и в α -модификациях титана и при содержании сверх пределов растворимости образующие с титаном интерметаллидные соединения: Mn, Cr, Fe, Cu, Ni, Si, Co (рис. 1, д). При охлаждении из β -области распад β -твердого раствора на α плюс интерметаллид происходит по эвтектоидной реакции, в связи с чем элементы такого типа получили название эвтектоидообразующих. У сплавов с наиболее высокой эвтектоидной температурой и минимальной эвтектоидной концентрацией, например сплавы с Ni, Co, Cu, Si (табл. 1), скорость эвтектоидного превращения настолько велика, что оно не подавляется даже при закалке. У сплавов с Mn, Fe, Cr след-

ствие замедленной эвтектоидной реакции превращение $\beta \rightarrow \alpha$ происходит таким же образом, как в сплавах титана с изоморфными β -стабилизаторами.

Как изоморфные, так и эвтектоидообразующие β -стабилизаторы снижают температуру мартенситного превращения в титане

Т а б л и ц а 1. Эвтектоидный состав и эвтектоидная температура для сплавов Ti— β -стабилизатор [28]

Элемент	Эвтектоидная температура, °C	Массовая доля эвтектоидного состава, %
Марганец	550	20
Железо	600	15
Хром	675	15
Кобальт	685	9
Никель	770	7
Медь	790	7
Кремний	860	0,9

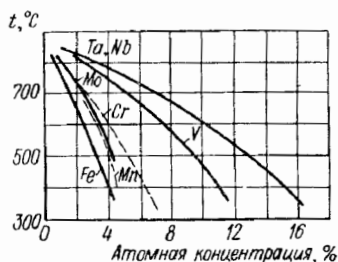


Рис. 2. Зависимость температуры мартенситного превращения титановых сплавов от содержания β -стабилизатора [110]

(рис. 2). При определенной концентрации легирующих элементов, соответствующей примерно одинаковой электронной концентрации, независимо от вида легирования (табл. 2), температура мар-

Т а б л и ц а 2. Критическая концентрация β -стабилизирующего элемента, необходимая для стабилизации β -фазы при комнатной температуре [2]

Легирующий элемент	Критическая стабилизирующая концентрация		
	массовая, %	атомная, %	электронная, эл / г-атом
Железо	4,0—5,7	4,5—4,9	4,2
Кобальт	5,7	4,9	4,2
Марганец	5,5	5,0	4,2
Никель	6,9—8,2	5,8—6,8	4,2—4,3
Молибден	11,0	5,8	4,1
Рений	20	6,0	4,2
Хром	7,8	8,4	4,2
Вольфрам	20,5	8,7	4,2
Ванадий	17,0	18,4	4,2
Тантал	50	21,0	4,2
Ниобий	36	23,0	4,2

тенситного превращения снижается до комнатной. Указанная концентрация называется критической ($C_{\text{крит}}$). В сплавах, содержащих β -стабилизаторы в количестве менее критического, при закалке из β -области происходит мартенситное превращение с образованием разнообразных нестабильных и пересыщенных фаз (α' , α'' , ω)¹. В сплавах с содержанием β -стабилизаторов более критического в результате закалки из β -области при комнатной температуре фиксируется β -фаза — «титановый аустенит».

Т а б л и ц а 3. Максимальная растворимость β -стабилизирующих элементов в α -фазе титана и сплава Ti—6Al [1, 53]

Наименование	Предельная растворимость массовая доля, %	
	в α -титане	в сплаве Ti—6 Al
Тантал	11,5	4—5
Ванадий	1,5—3,5	0,5—1,2
Молибден	0,6	0,2—0,4
Железо	0,4	0,2—0,5
Хром	0,5	0,3—0,6
Марганец	0,5	0,3—0,6
Медь	—	0,8—0,9
Кремний	0,5	0,3—0,5
Ниобий	3,5	—

Несмотря на многообразие стабильных и нестабильных фаз, могущих присутствовать в сплавах титана в зависимости от вида и количества легирующих элементов и режима термообработки, структурную классификацию их принято проводить, основываясь на соотношении основных фаз — α и β .

В соответствии с изложенным титановые сплавы можно подразделить на следующие группы: α -сплавы, «бетированные» α -сплавы, $\alpha + \beta$ -сплавы и β -сплавы.

Группа α -сплавов включает нелегированный титан, сплавы, содержащие только α -стабилизаторы, либо β -стабилизаторы в количестве,

не превышающем предел их растворимости в α -фазе. Значение концентраций β -стабилизаторов, соответствующих пределу их растворимости в α -фазе титана и сплаве с основой Ti—6Al, приведено в табл. 3. Структура таких сплавов после деформации и отжига, как правило, представляет собой только α -фазу. К α -сплавам относятся нелегированный титан марок BT1-00, BT1-0, сплавы BT5 (Ti—5Al), BT5-1 (Ti—5Al—2,5Sn), 4200 (Ti—0,2Pd), ПТ-7М (Ti—2,5Al—2Zr), ряд зарубежных сплавов (Ti—5Al—5Sn—5Zr), Ti—6Al—4Zr—1V) и др. Бетированные α -сплавы (или псевдо- α -сплавы) содержат кроме α -стабилизаторов β -стабилизаторы в количестве, ненамного превышающем предел их растворимости в α -фазе. В структуре сплавов этой группы кроме α -фазы содержится, как правило, до ~2—4% β -фазы. К этой группе относятся отечественные сплавы марок ОТ4-0

¹ α' -фаза — мартенситная фаза с ГПУ-решеткой; α'' -фаза — мартенситная фаза с ромбической решеткой; ω -фаза — фаза с ОЦК-решеткой в тетрагональных координатах.

(0,2—1,4Al; 0,2—1,3Mn); BT4-1 (1,0—2,5Al; 0,4—2,0Mn); OT4 (3,5—5,0Al; 0,8—2,0Mn); ПТ-3В (3,5—5,0Al; 1,2—2,5V); BT20 (5,5—7,5Al; 1,5—2,5Zr; 0,5—2,0V; 0,8—1,8Mo), а также зарубежные сплавы Ti—7Al—2Nb—1Ta; Ti—6Al—2Nb—1Ta—0,8Mo и др. У α - и бетированных α -сплавов при закалке из β - или верхней части ($\alpha + \beta$)-области превращение $\beta \rightarrow \alpha$ происходит по мартенситному механизму, но возникающая при этом мартенситоподобная структура не является пересыщенным твердым раствором.

Двухфазные $\alpha + \beta$ -сплавы мартенситного типа содержат значительное количество β -стабилизирующих элементов, но не выше критической концентрации. К этой группе относятся отечественные сплавы марок BT6С (5,3—6,8Al; 3,5—5,0V); BT3-1 (5,5—7,0Al; 2,0—3,8Mo; 0,8—2,3Cr); BT14 (3,5—6,3Al; 2,5—3,8Mo; 0,8—1,9V); BT16 (1,8—3,8Al; 4,5—5,5Mo; 4,0—5,5V); BT22 (4,4—5,9Al; 4,0—5,5Mo; 4,0—5,5V; 0,5—2,0Cr); зарубежные сплавы Ti—6Al—4V; Ti—4Al—3Mo—1V; 4Al—4Mn и др.

В сплавах этой группы могут быть два основных структурных состояния:

1) после отжига при температуре меньшей, чем Ti— $t_{\beta \rightarrow \alpha + \beta}$ с последующим медленным охлаждением формируется равновесная смесь α - и β -фаз; 2) при закалке из β - или верхней части $\alpha + \beta$ -области образуются мартенситные структуры. При увеличении содержания β -стабилизаторов в сплаве увеличивается степень пересыщения мартенсита и становится возможной частичная фиксация β -фазы.

В зависимости от температуры закалки и содержания β -стабилизаторов фиксируется либо только мартенсит, либо α -фаза плюс мартенсит, мартенсит плюс β -фаза и т. п. Таким образом, если α -сплавы обеих групп независимо от температуры нагрева и скорости охлаждения находятся практически в равновесном состоянии, то $\alpha + \beta$ -сплавы могут быть в самых различных состояниях: от равновесных твердых растворов до максимально пересыщенных и неравновесных.

В β -сплавах титана, содержащих β -стабилизаторы в количестве, равном или большем критической концентрации (см. табл. 2), мартенситное превращение отсутствует, а роль скорости охлаждения сводится к подавлению процессов диффузионного распада β -фазы. Сплавы околочритического состава механически нестабильны (т. е. β -фаза распадается при пластической деформации), а распад β -твердого раствора при нагреве происходит достаточно быстро. К таким быстро твердеющим при старении метастабильным β -сплавам относится, в частности, сплав Ti—2,5Al—16V. Более стабильными, но также дисперсионно-упрочняемыми являются сплавы BT15 (3Al—8Mo—11Cr); B120—VCA (3Al—10V—11Cr); TC6 (3Al—5,0Mo—6,0V—11,0Cr). Эти сплавы иногда именуются псевдо- β -сплавами, так как они закаливаются на β -фазу, но после старения имеют $\alpha + \beta$ -состав.

К стабильным β -сплавам, старящимся вяло и с точки зрения упрочнения не эффективно, относится сплав 4200 (Ti—33Mo).

Группа сплавов с интерметаллидным упрочнением включает в себя сплавы первых трех групп, дополнительно легированных элементами, вступающими с титаном в быстротекущую эвтектидную реакцию (β -сплавы обычно не легируют элементами этого типа). Наряду с α - или $\alpha + \beta$ -фазами в структуре таких сплавов присутствуют интерметаллические соединения. В эту группу входят английские сплавы типа «хайлайт» Ti—4Al—4Mo—2Sn—0,5Si; Ti—3Al—6Sn—5Zr—2Mo—0,5Si; американский сплав Ti—6Al—4V—2Co и др.

В последнее время активно проводятся работы по созданию сплавов со специфическими свойствами на основе интерметаллических соединений: высокожаропрочный сплав на основе соединения Ti₃Al, сплав с демпфирующими свойствами на основе соединения TiNi. Следует отметить, что существующая классификация титановых сплавов в определенной мере условна. Так, например, отсутствует четкая граница между бетированными α -сплавами и двухфазными $\alpha + \beta$ -сплавами; сплавы, входящие в группу β -сплавов, по равновесной диаграмме практически являются сплавами с двухфазной структурой, и т. д.

2. Особенности структурных превращений титановых сплавов

Микро- и макроструктура полуфабрикатов из титана и его сплавов формируется в результате двух основных процессов: перекристаллизации при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении и рекристаллизации.

Особенности формирования структуры титана и его сплавов при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении. Характер полиморфного превращения титана имеет ряд особенностей по сравнению с $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращением у железа.

Теплота $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращения у титана составляет 850 кал/г-атом, что более чем в 4 раза превосходит теплоту превращения $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ у железа [88]. В связи с этим, энергетически начало $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -перехода у титана более затруднено, чем у железа, но после начала реакции скорость его протекания значительно выше.

Разность удельных объемов кристаллических решеток α и β -модификаций титана относительно невелика — около 0,17% [96], т. е. в ~ 20 раз меньше, чем у железа (4,3%). Модуль упругости у титана при всех температурах примерно в 2 раза меньше, чем у железа. В результате этого упругая энергия при росте зародыша новой фазы при полиморфном превращении титана существенно ниже, чем при полиморфном превращении железа, что значительно облегчает рост зародышей. Наконец, диффузионная подвижность атомов у титана как α -, так и β -модификаций, более высока, чем

у железа. Коэффициенты самодиффузии атомов титана и железа, по данным работы [25], следующие:

Температура, °C	Титан	Железо
500	10^{-14}	10^{-18}
700	10^{-11}	10^{-15}
900	10^{-10}	10^{-13}
1100	10^{-8}	10^{-11}
1300	10^{-7}	10^{-9}

Совокупность отмеченных факторов предопределяет высокую скорость роста зародышей новой фазы у титана в процессе полиморфного превращения. Кроме того, рост зародышей новой фазы у титана происходит с соблюдением кристаллогеометрического соответствия с матрицей подобно мартенситному превращению в сталях: в монокристаллических образцах при $\alpha \rightarrow \beta$ -превращении из одной ориентации α -структуры может быть получено шесть ориентаций β -фазы, а при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении из одной ориентации β -фазы — 12 ориентаций α -фазы. В действительности при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении реализуется лишь одна ориентация α -фазы. Изложенные особенности полиморфного превращения предопределяют и особенности формирования микро- и макроструктуры титана и его сплавов при нагреве выше температуры $\alpha \rightarrow \beta$ -перехода и последующем охлаждении.

В литом состоянии структура титана представлена крупными зернами, возникшими при первичной кристаллизации. В пределах таких зерен, как правило, имеется несколько более мелких зерен, отличающихся друг от друга по кристаллографической ориентации и образующихся при охлаждении металла из β -области. Последующий нагрев такого металла в β -область практически не изменяет его структуру, так как рост зародышей β -фазы происходит по исходным кристаллографическим направлениям и плоскостям, а малый фазовый наклеп не препятствует их росту до размеров исходного зерна и не вызывает рекристаллизации при дальнейшем повышении температуры. Размельчение структуры литого титана за счет фазовой перекристаллизации при нагреве, таким образом, практически невозможно. В этом состоит одно из существенных отличий титана от сталей, в которых перекристаллизация при $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращении может с успехом использоваться для улучшения структуры.

Размельчение литого зерна у титана при $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращении возможно только в том случае, если металл перед нагревом подвергался пластической деформации. Наличие искажений кристаллической структуры, возникающих при пластической обработке, ограничивает рост β -кристаллов. Поэтому, чем больше степень деформации и ниже температура пластической обработки, тем меньше размеры β -зерен, образующихся в процессе полиморфного превращения. Однако даже самые мелкие β -зерна измеряются десятками долями миллиметра и более.

Нагрев в β -области мелкозернистого металла, подвергнутого деформации и рекристаллизационному отжигу в α -области, сопровождается ростом зерен.

Таким образом, нагрев титановых полуфабрикатов выше температуры $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения может приводить к следующим результатам: если структура сформировалась в β -области (слитки, отливки, сварные швы), то последующий нагрев в β -области не изменяет ее; если структура сформировалась в β -области, но затем подвергалась пластической обработке, то при последующем перегреве образуется более мелкозернистая структура; нагрев мелкозернистых полуфабрикатов в β -области, структура которых сформировалась при обработке в α -области, сопровождается ростом зерен.

При перестройке высокотемпературной модификации в низкотемпературную в процессе охлаждения возможно размельчение структуры полиморфных металлов за счет того, что в пределах крупных зерен возникает большое число зародышей новой (низкотемпературной) фазы. В частности, у железа при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении внутри аустенитного зерна образуется много ферритных зерен, при этом увеличение скорости охлаждения, подавляя диффузионный рост зародышей, способствует получению мелкозернистой структуры. У титана в силу рассмотренных особенностей полиморфного превращения рост зародышей α -фазы происходит с большой скоростью, и даже в случае закалки величина α -зерен во много раз превосходит величину ферритных зерен. При этом из-за достаточно строгого соблюдения кристаллогеометрического соответствия решеток α и β -фаз зерна, различающиеся как самостоятельные при металлографическом анализе, могут иметь близкую или одинаковую кристаллографическую ориентировку. По этому признаку в пределах макроскопического β -зерна обычно могут быть лишь несколько (2—3) различных микрзерен.

Таким образом, нагрев титановых полуфабрикатов выше температуры полиморфного превращения независимо от условий нагрева — охлаждения (скорость, температура и т. п.) всегда приводит к укрупнению структуры. В этом состоит одно из существенных отличий титана от железа и сталей, в которых за счет фазовой перекристаллизации возможно существенное улучшение структуры.

Особенности формирования структуры титана при $\beta \rightleftharpoons \alpha$ -превращении в основном присущи α - и $\alpha + \beta$ -сплавам. Однако присутствие легирующих элементов привносит и определенные изменения в характер микроструктуры сплавов как при медленном, так и быстром охлаждении из β -области. При медленном охлаждении рост пластинчатых кристаллов α -фазы в β -матрице сопровождается (в известной мере и контролируется) диффузионным перераспределением легирующих элементов: β -стабилизаторы из растущих α -кристаллов диффундируют в β -матрицу. В итоге медленного охлаждения в пределах исходного β -зерна возникают

комплексы одинаково ориентированных пластинчатых α -кристаллов, между которыми находятся области, обогащенные β -стабилизирующими элементами и примесями. По данным [61], в сплаве Ti—Al—Fe локальное содержание железа между α -пластинками может достигать $\sim 5\%$, при среднем его содержании в сплаве $0,7\%$. В сплавах с большим содержанием β -стабилизирующих примесей и легирующих элементов на межпластинчатых границах может фиксироваться β -фаза и обогащенная β -стабилизаторами α -фаза. Поэтому даже в сплавах, содержащих β -стабилизатор в пределах растворимости в α -фазе в равновесных условиях, практически всегда содержится некоторое количество β -фазы. Возникновение обогащенных β -стабилизаторами областей или частиц β -фазы ограничивает рост α -кристаллов, а при травлении шлифа позволяет четко выявить их границы. Кроме того, у сплавов титана увеличение скорости охлаждения более существенно влияет на вид структуры, чем у титана: при медленном охлаждении пластины α -фазы достигают значительных размеров, при увеличении скорости охлаждения они уменьшаются, а при резкой закалке в пределах исходного β -зерна возникают мелкие мартенситные кристаллы.

Таким образом, структура титана, α - и $\alpha + \beta$ -сплавов имеет после медленного охлаждения из β -области два характерных морфологических признака: крупные полиэдрические зерна «превращенной» β -фазы, величина которых зависит от степени предшествующей деформации, температуры и длительности перегрева в β -области, и пластинчатый характер внутризеренной структуры, причем размеры пластин и фрагментов из параллельных пластин зависят только от скорости охлаждения (рис. 3). В практике изготовления машиностроительных конструкций структуры такого типа могут возникать в зоне термического влияния при сварке и газовой резке, местных прижогах, случайных перегревах и т. п. В связи с этим металлографический анализ позволяет выявлять технологические нарушения, полноту удаления газорезных кромок и т. д. Кроме того, последовательно повышая температуру закалки проб, можно достаточно точно определить температуру $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ -перехода. Наконец, при входном контроле металлографический анализ позволяет установить соответствие качества полуфабриката требованиям технических условий.

Рекристаллизация титана и его сплавов. Температура и степень пластической обработки, режим охлаждения после нее и последующий рекристаллизационный отжиг являются важнейшими факторами формирования структуры и свойств титановых сплавов.

Характер макро- и микроструктуры при пластической обработке в β -области формируется в результате двух процессов: деформации и последующего полиморфного превращения. Деформация приводит, главным образом, к изменению геометрии исходных зерен в направлении течения металла. При последующем полиморфном $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении в пределах деформированных

макрозерен вырастают α -кристаллы. При малых степенях деформации и медленном охлаждении вырастают крупные α -кристаллы. В результате этого в толстых листах, катаных прутках возникает характерная слоистая структура. При всесторонней деформации и быстром охлаждении рост α -кристаллов происходит в искажен-

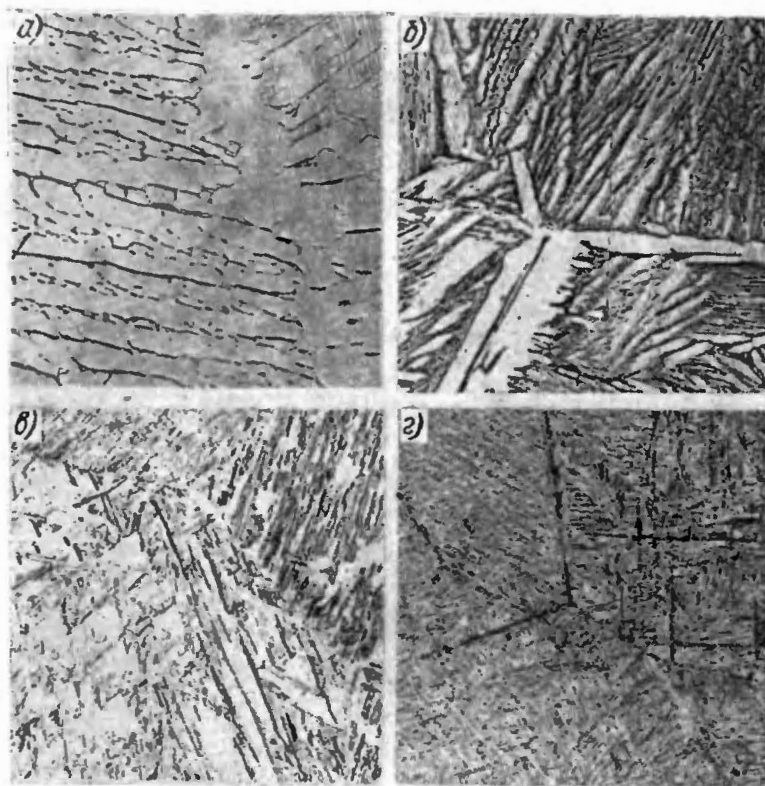


Рис. 3. Характерные типы структур α -сплава и $\alpha + \beta$ -сплава после медленного охлаждения (а и б) и после закалки (в и г) из β -области, $\times 300$

ной матрице, вследствие чего формируется мелкопластинчатая микроструктура, подобная видманшtedтовой структуре (структура «корзинчатого плетения»). Характерные типы таких структур показаны на рис. 4. В результате полиморфного превращения механический наклеп полностью снимается, фазовый наклеп, как отмечалось, у титана весьма мал, поэтому последующий отжиг не приводит к рекристаллизации. Длительный отжиг при температурах, близких к температуре $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения, приводит лишь к некоторому росту α -кристаллов и их слиянию.