

Деформационное упрочнение легированных сплавов титана

А. В. Котко

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН
Украины, Киев, e-mail: a.kotko@mail.ru

Для изучения особенностей деформации сложнолегированных титановых сплавов (у которых легированием и термомеханической обработкой можно в широких пределах изменять соотношение α -, β - и ω -фаз) использовано определение показателя деформационного упрочнения n , по численному значению которого можно однозначно установить фазу, контролирующую деформацию материала. Показано влияние фазового состава сплава и морфологии фазовых составляющих на численное значение n . Показатель деформационного упрочнения изменяется от 0,51 в случае пластинчатых структур, когда β -фаза расположена по границам α -пластин, до 0,81 в случае глобулярной морфологии β -фазы. Установлено, что в β -сплавах титана с ОЦК решеткой показатель n может изменяться в интервале 0,5—1,0, несмотря на то, что обычно ОЦК металлы обладают показателем $n = 0,5$. Это обусловлено появлением внутри β -зерен дисперсных выделений ω -фазы, резко уменьшающих количество систем скольжения при деформации сплава. У сплавов с начальными стадиями выделения ω -фазы показатель n близок к 0,5. Сплавы с более полным выделением ω -фазы характеризуются показателем $n \sim 1$.

Ключевые слова: титан, сплавы титана, фазовый состав, деформационное упрочнение, дислокационная субструктура, электронная микроскопия.

За последние годы опубликовано множество работ по структурной чувствительности деформационного упрочнения. Среди них следует выделить работы школы В. И. Трефилова по деформационному упрочнению ОЦК металлов [1, 2] и обобщающую статью У. Кокса и Х. Мекинга по упрочнению ГЦК металлов [3]. Общая идеология указанных работ основывается на учении о стадийности эволюции дислокационной структуры в процессе деформации, которая отображается на кривых деформационного упрочнения.

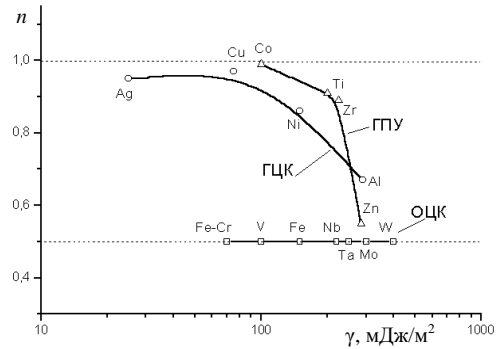
В работах школы В. И. Трефилова основным объектом исследований (за исключением работы В. Ф. Моисеева [2]) были ОЦК металлы. Используемый метод механических испытаний — одноосное растяжение, а стадийность упрочнения устанавливается при обработке кривых упрочнения в координатах σ — e^n . Таким образом, деформационное упрочнение описывается уравнением параболы

$$\sigma = \sigma_0 + Ke^n, \quad (1)$$

где K — коэффициент упрочнения, а n — показатель упрочнения. Параметр n определяется из кривой упрочнения, если зависимость $\sigma(e)$ перестроить в координатах $\ln(\Delta\sigma)$ — $\ln(\Delta e)$. Уравнение (1) в логарифмических координатах имеет вид

$$\ln(\Delta\sigma) = \ln K + n \ln(\Delta e). \quad (2)$$

Рис. 1. Зависимость показателя деформационного упрочнения от энергии дефекта упаковки [2].



В графическом решении уравнения (2) наклон прямолинейного участка позволяет определить значение n , а отрезок, отсекаемый на оси напряжений, — величину коэффициента упрочнения.

Чтобы получить $\Delta\sigma$, необходимо от всех значений истинного напряжения σ вычесть значение напряжения σ_1 , учитывающего начальный линейный участок упругой деформации и участок, связанный с выравниванием деформации по всей рабочей части образца, который составляет примерно 0,5—1% деформации и не влияет на определяемый показатель n . Величина Δe зависит от деформации e_1 , соответствующей напряжению σ_1 до любой текущей деформации на линейном участке диаграммы нагружения в координатах $\ln(\Delta\sigma)$ — $\ln(\Delta e)$.

Первый участок кривой упрочнения, построенный в этих координатах, демонстрирует прямолинейную зависимость, которая соответствует первой стадии деформационного упрочнения. При увеличении деформации кривая отклоняется от линейной зависимости и точки перегиба определяют начало следующей стадии. Значения σ_2 и e_2 , определяемые по точкам перегиба (отклонение от прямолинейного хода), используются для расчета новых $\Delta\sigma$ и Δe по таблице данных в координатах σ — e . Таким образом, для того чтобы построить вторую стадию, нужно от текущих значений σ вычесть значение σ_2 и от соответствующих текущих значений e — значение e_2 и построить в тех же логарифмических координатах — так получим вторую кривую. Далее построение повторяется в той же последовательности [2].

Показатель упрочнения n является универсальной константой для металла, при этом его величина зависит от энергии дефекта упаковки, оказывающей влияние на структурные механизмы пластической деформации (рис. 1). В случае деформационного упрочнения сплавов зависимость осложняется различием в механизмах деформации его структурных составляющих, отличающихся типами кристаллических решеток [4—7].

В настоящее время в мире разработаны и выпускаются в промышленных масштабах сплавы титана различной степени легированности. Их микроструктура представлена фазами, обладающими ГПУ и ОЦК кристаллическими решетками и отличающимися различной объемной долей в сплаве. Перспективные жаропрочные сплавы титана содержат также выделения силицидов различной дисперсности и морфологии. Однако деформационное упрочнение таких сплавов практически не исследовано. Этому вопросу и посвящена настоящая работа.

Материалы и методики исследования

Для изучения закономерностей деформационного упрочнения сплавов титана отобраны несколько промышленных, а также выплавлены экспери-

ментальные сплавы, обладающие широким спектром фазового состава. Химический и фазовый состав сплавов и режимы их термообработки представлены в таблице.

Подбором режимов термической (ТО) или термомеханической (ТМО) обработок формировали структурно-фазовые состояния сплавов. Для одних сплавов режимы варьировали с целью получения различных морфологических типов структуры, для других — для изменения фазового состава. Выбранные нами объекты исследования, а именно сложнелегированные сплавы титана, характеризуются достаточно высоким уровнем пластических свойств. Поэтому для механических испытаний использовали растяжение. Для анализа кривых упрочнения сплава с силицидами проводили испытания на одноосное сжатие на испытательной машине Ceramtest. Электронно-микроскопические исследования осуществляли на приборе JEM100СХП. Тонкие фольги для электронно-микроскопических исследований сплавов готовили струйной электролитической полировкой.

Химический и фазовый состав сплавов и режимы их обработки

Номер и состав сплава, % (мас.)		Тип обработки	Морфология элементов структуры фазовых составляющих титана	Значение n
1	Технически чистый титан	Рекристаллизация	Равноосная α	0,91
2	Ti—6Al—4V (BT6)	Отжиг 1050 °С, 1 ч	Пластинчатая ($\alpha + \beta$), прослойки β	0,51
3	Ti—6Al—4V (BT6)	Отжиг 800 °С, 1 ч	Глобулярная ($\alpha + \beta$)	0,81
4	Ti—5,8Al—4Sn—0,5Mo—0,7Nb—3,5Zr—0,3Si (IMI834)	Отжиг 1100 °С, 1 ч + старение 700 °С, 2 ч	Пластинчатая α , очень тонкие прослойки β	0,52
5	Ti—5,8Al—4Sn—0,5Mo—0,7Nb—3,5Zr—0,3Si (IMI834)	Отжиг 1035 °С, 1 ч + старение 700 °С, 2 ч	Бимодальная α , фрагменты β	0,7
6	Ti—2,5Al—5Mo—5V (BT16)	Отжиг 800 °С, 1 ч	Глобулярная ($\alpha + \beta$)	0,89
7	Ti—1,5Al—2Mo—4,5Fe (LCB)	Закалка от 1300 °С	Глобулярная ($\beta + \omega$)	0,98
8	Ti—3Al—15V—3Cr—3Sn (BT16)	Закалка от 1300 °С	Глобулярная ($\beta + \omega$)	0,97
9	Ti—3Al—15V—3Cr—3Sn	Закалка от 1300 °С + отжиг 450 °С, 16 ч	Глобулярная ($\alpha + \beta$)	0,64
10	Ti—8Al—1,4Si—2,2Zr	Прокатка 970 °С + отжиг 800 °С, 2 ч	Глобулярная α	0,93
11	Ti—8Al—1,4Si—2,2Zr	Ковка при 1050 °С + отжиг 800 °С, 2 ч	Пластинчатая α , прослойки β	0,59
12	Ti—2,3Si—8Mo	Закалка от 1300 °С	Глобулярная ($\beta + \omega$)	0,98

Обсуждение результатов Двухфазные ($\alpha + \beta$) сплавы титана и сплавы с дисперсными выделениями силицидов

Микроструктура сплавов формировалась при нагреве, выдержке и охлаждении с различной скоростью в области температуры фазового $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в титане. При этом, если количество (объемное содержание) фаз изменяется при ТО незначительно, их морфология изменяется существенно. Например, для сплава ВТ6 (№ 2), как две крайние точки в формировании структуры, можно принять пластинчатую и глобулярную структуры. Первая образуется в результате нагрева сплава выше температуры фазового превращения и последующего медленного охлаждения. Для формирования глобулярной структуры сплав нагревали на несколько десятков градусов ниже температуры фазового перехода с последующей выдержкой и медленным охлаждением. Промежуточным вариантом является бимодальная структура, имеющая зерна обоих типов.

Закономерности деформационного упрочнения титанового сплава системы Ti—Si—Zr—Al изучали на образцах, прошедших ТМО по двум следующим режимам: I — прокатка при 970 °С \rightarrow отжиг при 800 °С, 2 ч; II — ковка при 1050 °С \rightarrow отжиг при 800 °С, 2 ч. Режимы ТМО выбирали таким образом, чтобы в одном случае обработка осуществлялась в области стабильности α -фазы титана, а в другом — β -фазы с последующим гомогенизирующим отжигом.

После механических испытаний кривые упрочнения обрабатывали в координатах $S—e^n$ и в пределах I стадии определен показатель n (таблица). Во многих случаях полученные значения n сильно отличались от предполагаемых. В частности, ни один из сплавов на основе β -фазы не показал ожидаемого (0,5) значения n , присущего ОЦК металлам. В то же время для двухфазных ($\alpha + \beta$) сплавов значения n находились в интервале 0,51—0,81. Причем, как выяснилось в дальнейшем, при анализе микроструктуры двухфазных сплавов решающим фактором, определяющим численное значение n , оказался морфологический тип структуры, а именно морфология зерен различных фазовых составляющих и характер их распределения.

В микроструктуре сплава ВТ6 при отжиге в β -области формируется каркас из пластинок β -фазы, между которыми размещены прослойки α -фазы. Для такого типа структуры сплава ВТ6 показатель n оказался равным 0,51, то есть близким к значению 0,5, характерному для металлов с ОЦК решёткой. Исходя из этого, можно предположить, что деформация сплава в целом контролируется присутствием в микроструктуре β -фазы, имеющей ОЦК решётку. Несмотря на то, что объемное содержание β -фазы незначительно (по нашим оценкам, составляет 5—10% (об.)), сплав упрочняется по механизму, типичному для упрочнения композиционных материалов. В образцах сплава ВТ6 (№ 3), в которых за счет ТО сформирована двухфазная глобулярная структура, показатель деформационного упрочнения n составляет 0,81. Это значение близко к n технически чистых металлов с ГПУ решёткой, то есть характер деформации при таком типе структуры должен определяться уже присутствием α -фазы.

В сплаве ИМ1 834 (№ 4) при термообработке выше температуры фазового $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения так же, как и в сплаве ВТ6 (№ 2), формируется пластинчатая структура из вытянутых α -зерен. При этом более тонкие по

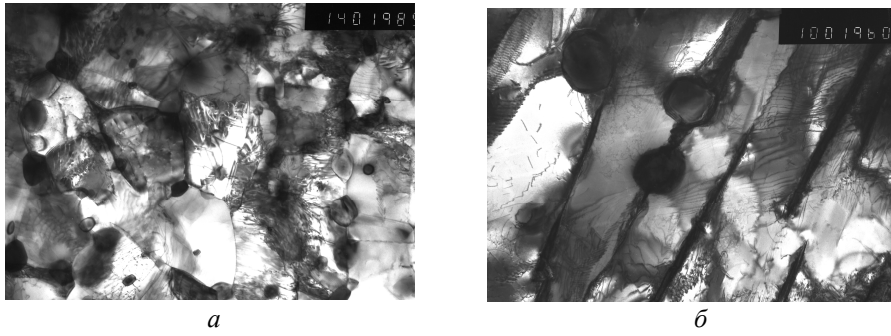


Рис. 2. Структура сплава Ti—8Al—1,4Si—2,2Zr после ТМО с окончанием в α -области (*a* — прокатка при 970 °C → отжиг при 800 °C, 2 ч) и в β -области (*б* — ковка при 1050 °C → отжиг при 800 °C, 2 ч).

сравнению со сплавом ВТ6 прослойки β -фазы также образуют каркас, внутри которого расположены α -зерна. Сплав со структурой такого типа имеет показатель n , равный 0,52, то есть близкий к соответствующему для ОЦК металлов. Отжиг этого сплава (№ 5) ниже температуры фазового перехода приводит к формированию бимодального типа структуры, то есть промежуточного по морфологии зерен между пластинчатым и глобулярным, в котором отсутствуют протяженные прослойки β -фазы, что отражается на величине определенного n , составляющей 0,7.

Термомеханическая обработка сплава Ti—8Al—1,4Si—2,2Zr с окончанием деформации в β -области способствует образованию пластинчатой структуры на основе вытянутых зерен α -Ti и прослоек β -Ti, а также высокодисперсных выделений силицидов размерами до 1 мкм. Подобное структурно-фазовое состояние сплава формируется в результатековки при 1050 °C и последующего отжига при 800 °C, 2 ч (рис. 2, *a*). Термомеханическая обработка с деформацией при температуре 970 °C, которая соответствует α -области на диаграмме состояния этого сплава, формирует мелкозернистую равноосную структуру α -Ti с более мелкими выделениями силицидной фазы (рис. 2, *б*).

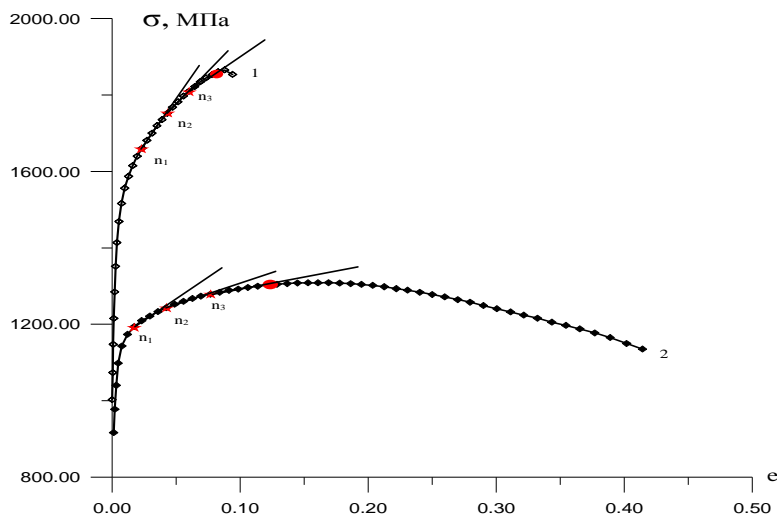


Рис. 3. Кривые деформационного упрочнения сплава Ti—8Al—1,4Si—2,2Zr. $n = 0,93$ (1) и 0,50 (2).

На рис. 3 представлены кривые деформационного упрочнения сплава Ti—8Al—1,4Si—2,2Zr. Из этих кривых определены значения n для сплава с обработкой в α -области (0,93) и в β -области (0,59). Таким образом, в этом сплаве, как и в VT6 и IM1834, морфологический тип структуры является определяющим фактором для закономерностей упрочнения и, соответственно, значения величины n .

Сплавы на основе β -фазы титана

Известно, что ОЦК решетка β -фазы титана имеет по сравнению с ГПУ решеткой α - и ω -фаз большее число систем скольжения (24 против 7). Это обстоятельство, а также высокое значение энергии дефекта упаковки у большинства ОЦК металлов обуславливают возможность развития поперечного скольжения дислокаций, что должно обеспечивать у сплавов с большой объемной долей β -фазы показатель деформационного упрочнения, близкий к 0,5. Но при микродифракционных исследованиях сплавов различного химического состава (сплавы № 2, 6—8, 10, 12, таблица) практически всегда на микроэлектроннограммах (МЭГ), кроме отражений β -фазы, присутствовали или тяжи (так называемые ω -образные смещения), свидетельствующие о наличии стадии предвыделения ω -фазы, или четкие рефлексы ω -фазы, связанной с β -фазой следующими ориентационными соотношениями: $(0001)\omega // (111)\beta$ и $[2110]\omega // [110]\beta$. Исходя из этого, можно сделать предположение, что, хотя β -фаза и имеет ОЦК решетку, наличие когерентно-связанной с ней ω -фазы будет стимулировать планарное скольжение, то есть решеточная пластическая деформация в ней будет проходить так же, как и в кристаллах с ГПУ решеткой. Иными словами,

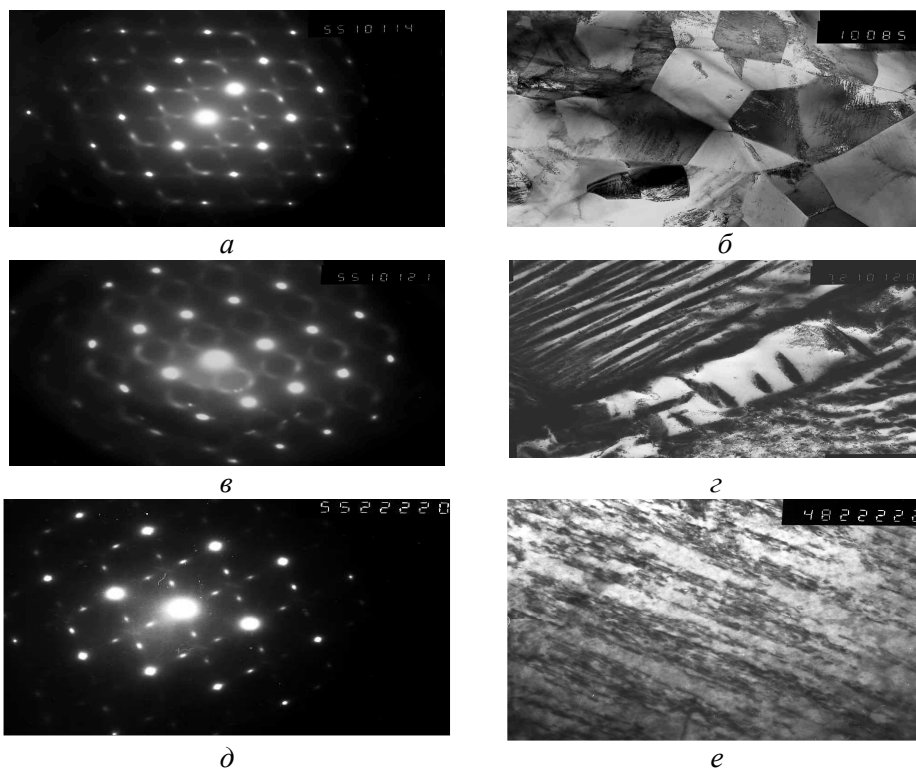


Рис. 4. Микроэлектроннограммы и микроструктура зерен β -Ti различных сплавов, ось зоны $[110]\beta$: а, б — Ti—1,5Al—2Mo—4,5Fe; в, в — VT16; д, е — Ti—2,3Si—8Mo.

наличие ГПУ фазы, когерентно-связанной с ОЦК матрицей, оказывает влияние на развитие скольжения по плоскостям типа (110)ОЦК.

Из данных, представленных в таблице, следует, что в сплавах, содержащих β -фазу, на величину n оказывает влияние предшествующая ТО, которая определяет морфологию структурных составляющих β -фазы. Например, сплав Ti—3Al—15V—3Cr—3Sn в закаленном состоянии имеет показатель $n = 0,97$, а у того же сплава в отожженном после закалки состоянии $n = 0,64$. Это обусловлено тем, что в процессе отжига при 450 °С в течение 16 ч ω -флуктуации аннигилируют. Это отражено на особенностях МЭГ (рис. 4, 5).

На численное значение показателя n также влияет и степень легирования β -фазы. Микроэлектроннограммы β -зерен сплавов, содержащих больше β -стабилизаторов, обычно имеют более выраженные эффекты присутствия ω -фазы. В то же время у малолегированных сплавов типа ВТ6 эти эффекты проявляются слабее (рис. 5). Именно по этой причине определенное значение n для сплава типа ВТ6 с пластинчатой структурой находится в интервале 0,51—0,59.

Высоколегированные β -сплавы в закаленном состоянии, несмотря на ОЦК тип кристаллической решетки, имеют показатель $n > 0,9$. Причиной этого является наличие выделений ω -фазы (смещений плоскостей β -решетки с образованием локальных образований ω -фазы с ГПУ решеткой), что

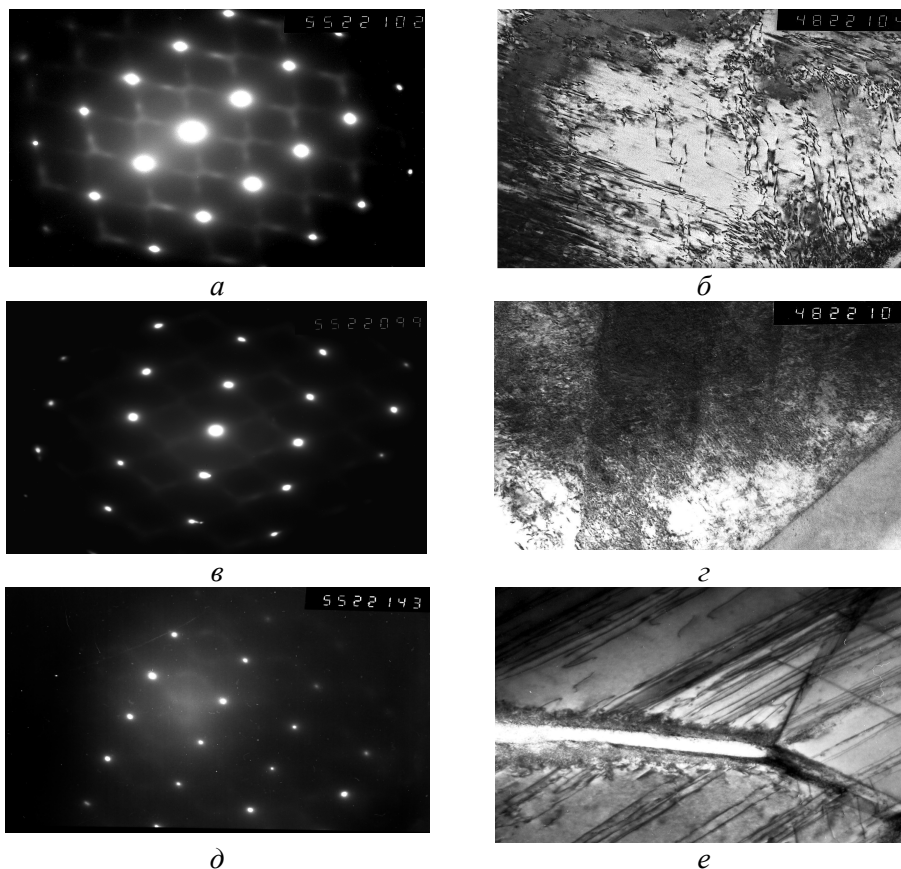


Рис. 5. Электроннограммы зерен β -Ti и соответствующие им изображения структуры: *a, б* — Ti—3Al—15V—3Cr—3Sn, закалка, $n = 0,97$; *в, з* — Ti—3Al—15V—3Cr—3Sn, закалка + отжиг при 450 °С, 16 ч, $n = 0,64$; *д, е* — Ti—6Al—4V, $n = 0,51$.

приводит при пластической деформации сплавов к резкому уменьшению числа возможных систем скольжения. Те же сплавы в отожженном после закалки состоянии имеют $n = 0,5$, что близко к значению n , характерному для ОЦК металлов.

Выводы

В двухфазных ($\alpha + \beta$) сплавах титана значение показателя n зависит от морфологического типа структуры. У сплавов с глобулярной структурой n приближается к значениям, характерным для ГПУ титана. У сплавов с пластинчатой структурой n снижается до значений, присущих ОЦК металлам. Этот эффект имеет место и в псевдо α -сплавах с пластинчатой структурой при наличии тонких прослоек β -фазы между пластинами α -фазы. Таким образом, морфология элементов структуры фазовых составляющих определяет "ведущую", основную фазу, которая контролирует параметры деформационного упрочнения всего сплава.

Высоколегированные β -сплавы в закаленном состоянии, для которых характерен ОЦК тип кристаллической решетки, имеют показатель $n \sim 1$. Причиной этого является наличие выделений ω -фазы, которые при деформации сплава приводят к резкому уменьшению числа возможных систем скольжения. Те же сплавы после отжига, нивелирующего ω -образные сдвиги ОЦК решетки, имеют значение показателя упрочнения n , близкое к характерному для ОЦК металлов.

Прослойки β -фазы в малолегированных сплавах (типа ВТ6) не содержат необходимой для образования ω -сдвигов концентрации β -стабилизаторов, поэтому у таких сплавов показатель деформационного упрочнения n близок к 0,5.

В жаропрочных титановых сплавах, содержащих упрочняющие выделения силицидов, показатель деформационного упрочнения зависит от наличия или отсутствия β -прослоек. В сплавах с пластинчатой структурой (обработанных в β -области) n приближается к значениям, характерным для ОЦК металлов. Сплавы с полиэдрической структурой (обработанные в α -области) имеют n , близкое к n чистого титана (0,91).

1. *Трефилов В. И.* Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / [В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др.]. — К. : Наук. думка, 1989. — 256 с.
2. *Моисеев В. Ф.* Эффективный показатель деформационного упрочнения // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 2001. — **23**, № 3. — С. 387—399.
3. *Kocks U. F.* // *Progress in Materials Science* / U. F. Kocks, H. Mesking. — 2003. — **48**. — P. 171—273.
4. *Горная И. Д.* Закономерности деформационного упрочнения и разрушения сплавов на основе молибдена, ванадия и железа: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. — Киев, 1983. — 22 с.
5. *Подрезов Ю. Н.* Два подхода к анализу кривых деформационного упрочнения / Ю. Н. Подрезов, С. А. Фирстов // *Физика и техника высоких давлений.* — 2006. — **16**, № 4. — С. 7—10.
6. *Моисеев В. Ф.* Влияние β -фазы на низко- и высокотемпературную прочность титанового сплава ВТ6 / В. Ф. Моисеев, И. В. Моисеева, В. К. Пищак // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 2003. — **25**, № 2. — С. 193—203.
7. *Фирстов С. А.* Изучение влияния пластической деформации на механические свойства эвтектических сплавов системы Ti—Al—Si—Zr / [С. А. Фирстов, Ю. Н. Подрезов, Н. Н. Кузьменко и др.] // *Физика и техника высоких давлений.* — 2002. — № 3. — С. 48—56.

Деформаційне зміцнення легованих сплавів титану

А. В. Котко

Для вивчення особливостей деформації складнолегованих титанових сплавів (в яких легуванням і термомеханічною обробкою можна в широких межах змінювати співвідношення α -, β - та ω -фаз) використано визначення показника деформаційного зміцнення n , по чисельному значенню якого можна однозначно встановити фазу, що контролює деформацію матеріалу. Показано вплив фазового складу сплаву і морфології фазових складових на чисельне значення n . Показник деформаційного зміцнення змінюється від 0,51 у випадку пластинчастих структур, коли β -фаза розташована по границях α -пластин, до 0,81 у випадку глобулярної морфології β -фази. Встановлено, що в β -сплавах титану з ОЦК граткою, n може змінюватися в інтервалі 0,5—1,0, незважаючи на те, що звичайно ОЦК метали мають $n = 0,5$. Це зумовлено появою у середині β -зерен дисперсних виділень ω -фази, що різко зменшують кількість систем ковзання при деформації сплаву. У сплавів з початковими стадіями виділення ω -фази n близький до 0,5. Сплави з більш повним виділенням ω -фази характеризуються показником $n \sim 1$.

Ключові слова: титан, сплави титану, фазовий склад, деформаційне зміцнення, дислокаційна субструктура, електронна мікроскопія.

Strain hardening of titanium alloys doped

A. V. Kotko

The work is dedicated to study of deformation laws of hardening of some Ti-based alloys. It is also offered to use the definition of the parameter of deformation hardening n , which numerical value is possible to determine a phase, which controls deformation of a material, for study of features of deformation of complex alloyed Ti alloys (it is possible for them to change the ratio of α -, β - and ω -phases in wide range by alloying and thermo-mechanical treatment). The influence of phase structure of an alloy and morphology of phase components on numerical value of n is illustrated. The parameter of deformation hardening changes from 0,51 in a case of lamellar structures; when β -phase is located on borders of α -plates, to 0,81 in the case of globular morphology of β -phase. It is determined that for Ti β -alloys with BCC lattice the parameter n can change in an interval 0,5—1,0, in spite of the fact, that it is usual for BCC metals to have a parameter $n = 0,5$. It is caused by allocation of dispersed precipitations of the ω -phases inside β -grains, sharply reducing quantity of systems of sliding at deformation of an alloy. Alloys with initial stages of precipitations of ω -phases have the parameter n close to 0,5. Alloys with more complete precipitations of the ω -phases are characterized by a parameter n closing to 1.

Keywords: titanium, titanium alloys, phase composition, strain hardening, the dislocation structure, electron microscopy.