

Взаимовлияние фаз на деформационную анизотропию характеристик прочности и сопротивляемости разрушению в титановых сплавах

С. Б. Нижник¹, Е. А. Дмитриева¹

Институт механики им. С. П. Тимошенко НАН Украины, Киев, Украина

¹ fract@inmech.kiev.ua

Выполнен сравнительный анализ анизотропии механических характеристик титановых и алюминиевых сплавов, а также аустенитной стали при формировании структурной и кристаллографической текстуры в процессе прокатки и двухосного растяжения. Рассмотрено влияние увеличения количества β -фазы в титановых сплавах на темп подавления "обратной анизотропии" сопротивляемости разрушению и текстурного упрочнения. Обсуждены механизмы однотипного упрочняющего влияния плоского напряженного состояния на сопротивляемость пластическому деформированию α -титановых сплавов и аустенитной стали с метастабильной структурой.

Ключевые слова: титановые и алюминиевые сплавы, метастабильная аустенитная сталь, анизотропия механических характеристик, структурная и кристаллографическая текстура проката, двухосное растяжение.

Введение. Одним из направлений исследования по оценке оптимизации показателей анизотропии механических характеристик конструкционных металлов с учетом условий эксплуатации является установление закономерностей влияния структурной неоднородности материала на сопротивляемость пластическому деформированию и разрушению. Применительно к прокатанным металлам понятие "структурная неоднородность" включает фазовый состав, структурную текстуру и различные типы кристаллографической текстуры деформации.

Структурная текстура отражает направленное изменение при прокатке формы, размера и ориентировки зерен и субзерен матричных фаз, а для стареющих сплавов также плотности распределения дисперсных частиц упрочняющих фаз по границам структурных элементов. Такая текстура оказывает определяющее влияние на анизотропию механических свойств металлов с гранцентрированной (ГЦК) и объемноцентрированной (ОЦК) кубической кристаллической решеткой, отличающихся большим количеством активных систем скольжения.

Кристаллографическая текстура отражает предпочтительную ориентировку кристаллитов, ограничивающую количество активных плоскостей скольжения в определенных направлениях распространения трещины, а следовательно, и способность материала к развитию в этих направлениях пластической зоны у ее вершины, что обуславливает соответствующее изменение трещиностойкости. Влияние кристаллографической текстуры материала на анизотропию его трещиностойкости существенно усиливается для металлов и сплавов с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) кристаллической решеткой матричной фазы, отличающихся значительно меньшим количеством активных систем скольжения по сравнению с металлами с ГЦК- и ОЦК-кристаллической решеткой.

Совместное влияние указанных видов структурной неоднородности материала на анизотропию показателей сопротивляемости разрушению изучено недостаточно. Это не позволяет установить общие закономерности ее проявления с учетом характера легирования, величины предварительной пластической деформации и способа термической обработки, оказывающих влияние как на фазовый состав материала, так

и на его структурную и кристаллографическую текстуру. Последнее особенно актуально для широкого класса многофазных титановых сплавов, для которых характерно одновременное проявление кристаллографической и структурной текстуры проката, степень взаимовлияния которых определяется количественным соотношением α - и β -фаз соответственно с ГПУ- и ОЦК-кристаллической решеткой.

В развитие исследований, проведенных применительно к α - и псевдо- α -сплавам титана [1], настоящая работа посвящена анализу и систематизации экспериментальных данных для исходно двухфазных титановых сплавов, деформируемых в условиях конкурирующего влияния кристаллографической и структурной текстуры проката на анизотропию показателей прочности, пластичности и сопротивляемости разрушению с учетом вида напряженного состояния [2–4]. Проведено сопоставление анизотропии механических свойств при совместном и раздельном текстурном и структурном упрочнении этих металлов с полученными ранее [1, 5–10] результатами для α -титановых и алюминиевых сплавов, а также нержавеющей аустенитной стали при прокатке, одно- и двухосном растяжении.

1. Объекты исследования и основные показатели их деформационной анизотропии. Классификация титановых сплавов по фазовому составу приведена в табл. 1 и включает: α - и псевдо- α -сплавы; $(\alpha + \beta)$ -сплавы; сплавы переходного класса и псевдо- β -сплав. О направленном характере их легирования свидетельствуют обобщенные характеристики химического состава – алюминий [Al]_{ЭКВ} и молибден [Mo]_{ЭКВ} эквиваленты, включающие совокупность легирующих элементов, стабилизирующих соответственно α - и β -фазы [2]:

$$[\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}, \% = \% \text{Al} + \% \text{Sn}/3 + \% \text{Zn}/6 + 10[\% \text{O} + \% \text{C} + 2(\% \text{N})]; \quad (1)$$

$$[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}, \% = \% \text{Mo} + \% \text{Ta}/4 + \% \text{Nb}/3,3 + \% \text{W}/2 + \% \text{V}/1,4 + \% \text{Cr}/0,6 + \\ + \% \text{Nb}/0,8 + \% \text{Mn}/0,6 + \% \text{Fe}/0,4. \quad (2)$$

На основе диаграмм фазового состава титановых сплавов после простого отжига по промышленным режимам, когда фиксируется количественное соотношение α - и β -фаз, близкое к равновесному [2], было построено графическое выражение наиболее вероятного содержания β -фазы f_β в зависимости от величины [Mo]_{ЭКВ} в рассматриваемых сплавах (рис. 1).

Проанализированы титановые сплавы на примерах пластин толщиной 57 мм (сплав ВТ6) с совершенной текстурой α -фазы краевого типа и тонколистового (2-3 мм) проката ряда представителей классов сплавов с бисисной текстурой α -фазы центрального типа, формирующейся в процессе деформации с суммарным обжатием до величины $\varepsilon = 0,8 \dots 0,85$ (табл. 1).

Коррелирующие между собой [3] характеристики сопротивляемости разрушению – критический коэффициент интенсивности напряжений $(K_{1c})_{MN}$ (трещиностойкость) и работа разрушения $(KCV)_{MN}$ – в общем случае (для толстолистового проката) определяли на образцах типа $MN = 12, 21, 13, 31, 23, 32$ в соответствии со схемой вырезки их из прокатанного объекта (рис. 2,а) [1, 4, 11]. Для рассматриваемых характеристик $M = 1, 2, 3$ обозначает соответственно продольное (в направлении прокатки), поперечное и нормальное к плоскости прокатки направления действующей силы, $N = m$ – направление распространения трещины нормального отрыва в соответствующей плоскости $(mn) = (23), (13), (32), (12), (31), (21)$.

Схема фрагмента структурно-текстурированного алюминиевого сплава с выраженной неравноосностью зерен матричной фазы, связанной с зависимостью их размера d_M от направления M ($d_1 > d_2 > d_3$), показана на рис. 2,б.

Т а б л и ц а 1

Рассматриваемые сплавы и их классификация по фазовому составу

№ п/п	Сплав	[Al] _{экв} , %	[Mo] _{экв} , %	Фазовый состав
1	BT1-0	1,2	0	α-сплавы
2	BT5-1	6,8	0	
3	OT4-1	2,5	1,7	Псевдо-α-сплавы
4	BT20	7,8	1,7	
5	OT4	5,0	2,5	
6	BT6	7,0	3,2	(α + β)-сплавы
7	BT8	7,5	3,3	
8	BT9	7,7	3,4	
9	BT14	6,0	4,0	
10	BT3-1	7,3	6,3	
11	BT23	6,5	8,4	
12	BT16	4,0	8,2	Сплавы переходного класса
13	BT30	3,5	11,5	
14	BT22	6,0	12,7	Псевдо-β-сплав
15	BT15	4,0	25,3	

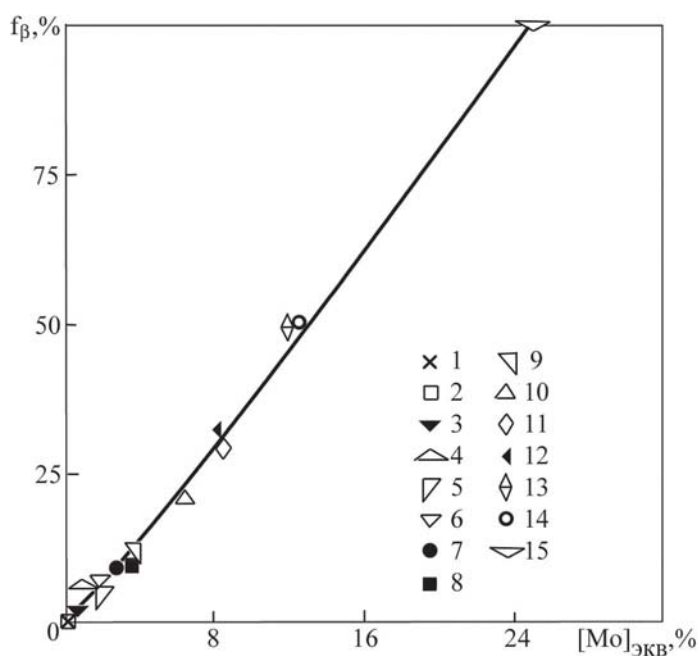


Рис. 1. Зависимость количества β-фазы в титановых сплавах от показателя их химического состава $[Mo]_{экв}$. (Сплавы обозначены согласно их нумерации в табл. 1.)

Схема фрагмента толстолистового титанового сплава после прокатки и отжига с совершенной кристаллографической текстурой краевого типа I приведена на рис. 2, в.

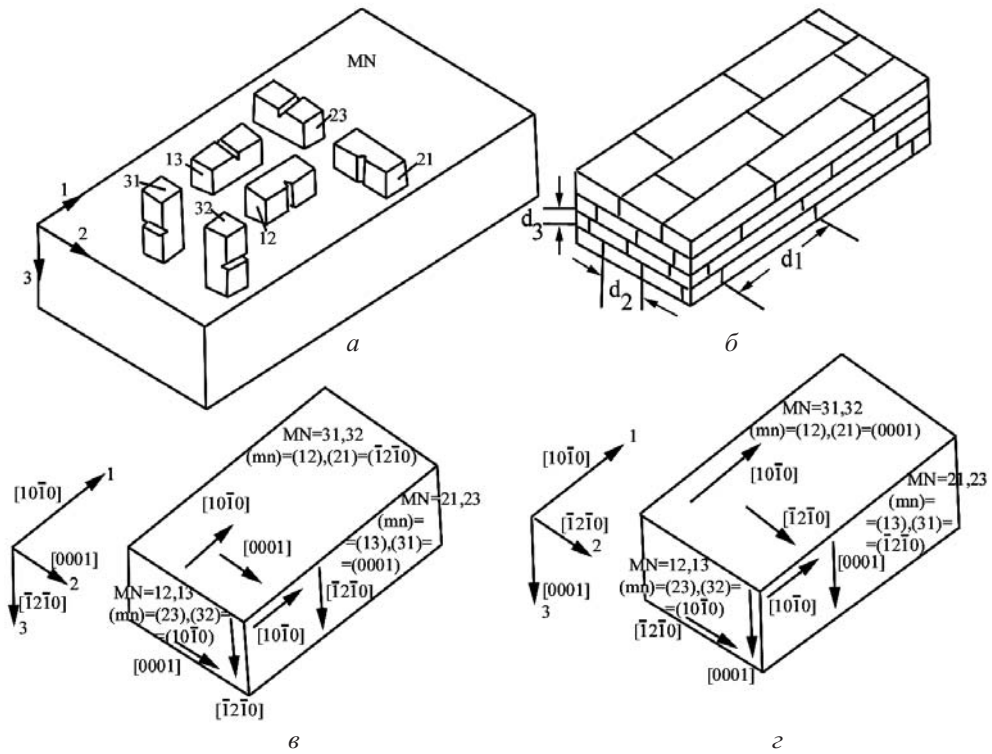


Рис. 2. Схемы вырезки образцов из прокатанной плиты для определения характеристик сопротивляемости разрушению (а) и фрагменты образцов со структурной (б) и кристаллографической текстурой I (в) и II (г) типа с указанием систем призматического скольжения.

Для такой текстуры плоскость базиса $(mn) = (hkl) = (0001)$ перпендикулярна плоскости прокатки $(hkl) = (\bar{1}2\bar{1}0)$ и параллельна направлению прокатки $M = 1 = [HKIL] = [10\bar{1}0]$ при поперечном направлении $M = 2 = [000\bar{1}]$ с нормалью к плоскости прокатки $M = 3 = [HKIL] = [\bar{1}2\bar{1}0]$.

Схема фрагмента тонколистового проката титанового сплава с совершенной базисной текстурой центрального типа II представлена на рис. 2,г. Для такой текстуры плоскость базиса $(mn) = (hkl) = (0001)$ параллельна плоскости прокатки и направлению прокатки $M = 1 = [HKIL] = [10\bar{1}0]$ при поперечном направлении $M = 2 = [HKIL] = [\bar{1}2\bar{1}0]$ с нормалью к плоскости прокатки $M = 3 = [HKIL] = [000\bar{1}]$. Для наглядности на рис. 2,в,г указаны номинальные кристаллографические ориентировки систем призматического скольжения $(hkl)[HKIL]$.

Условный предел текучести материала $(\sigma_T)_M = (\sigma_{0,2})_M$ определяли на стандартных образцах без трещин, вырезанных в направлениях $M = 1, 2$ и 3 .

Для сопоставления результатов исследования характеристик прочности с сопротивляемостью разрушению толсто- и тонколистового проката в данной работе ограничили анализ образцов типа $MN = 12$ и 21 .

Реализация плоского напряженного состояния в титановых сплавах осуществлялась на оригинальных плоских образцах с выточкой, пластически деформированных в условиях симметричного двухосного растяжения $\sigma_1/\sigma_2 = 1$ [3]. Особенности влияния плоского напряженного состояния на механические характеристики стабильной и метастабильной аустенитной стали исследовали на тонкостенных трубчатых образцах, пластически деформированных соответственно при температурах 20 и -160°C в условиях одновременного действия растягивающей силы и внутреннего

давления при соотношении компонентов главных напряжений в продольном z и поперечном θ направлениях $\sigma_z/\sigma_\theta = \infty$ (одноосное растяжение) и $\sigma_z/\sigma_\theta = 1$ (равноосное растяжение) [7–10].

2. Результаты исследования и их обсуждение. Последовательно проанализированы закономерности формирования анизотропии характеристик прочности и сопротивляемости разрушению одно- и двухфазных титановых сплавов с учетом кристаллографической текстуры α -фазы по мере направленного увеличения количества β -фазы с ростом $[\text{Mo}]_{\text{эКВ}}$. Рассмотрено влияние величины пластической деформации в процессе прокатки на кристаллографическую текстуру α -фазы, обуславливающую характерную для ГПУ-металлов деформационную анизотропию, связанную с развитием “обратной” анизотропии показателей прочности и сопротивляемости разрушению, а также текстурного упрочнения при плоском напряженном состоянии. Оценена роль количества β -фазы в проявлении указанной анизотропии. Обсуждены структурные причины ее нивелирования в алюминиевых сплавах и аустенитной стали, а также условия возможного проявления в последней.

2.1. Зависимость обратной анизотропии характеристик прочности и сопротивляемости разрушению от типа кристаллографической текстуры и количественного соотношения фаз. Обратная анизотропия – повышение способности материала тормозить сопротивление пластическому деформированию и разрушению вдоль направления прокатки (образцы типа $MN = 21$) по сравнению с поперечным направлением (образцы типа $MN = 12$) – проявляется в основном на ГПУ-металлах, на металлах с ГЦК- и ОЦК-кристаллической решеткой она отсутствует. Характерная для последних структурная текстура проката (рис. 2,б), рассмотренная на примере алюминиевых сплавов, приводит к уменьшению показателей прочности σ_T и трещиностойкости K_{1c} при переходе от образцов типа $MN = 12$ к образцам типа $MN = 21$ (табл. 2, рис. 3,а). Снижение показателя анизотропии трещиностойкости $A_{K_{1c}} = (K_{1c})_{21}/(K_{1c})_{12}$ с ростом деформации ε при изменении направления нагружения от продольного к поперечному [1, 5, 6] – результат уменьшения численного значения показателя трещиностойкости $(K_{1c})_{21}$ с увеличением структурного параметра охрупчивания – размера зерна d_1 в направлении $M = 1$, а следовательно, и его анизотропии d_1/d_2 при изменении (mn) от (23) к (13) – рис. 3,а.

Последнее приводит к одновременному снижению показателя прочности $(\sigma_T)_2$ по сравнению с $(\sigma_T)_1$, что четко прослеживается на примере сплава 7075 (табл. 2). При этом возможна смена механизма разрушения от преимущественно вязкого по телу зерен к квазихрупкому по их границам. Эта вероятность увеличивается в условиях усиления зернограницной сегрегации частиц упрочняющих фаз, что повышает склонность материала к межзеренному разрушению и температуру его хладноломкости до температуры испытания 20°C [5, 6, 12]. Обратная анизотропия ГПУ-металлов проиллюстрирована на примере α - и псевдо- α -сплавов титана (табл. 2), которые детально исследованы ранее [1, 6].

Из приведенных в табл. 2 данных видно, что для толстолистового проката по сравнению с тонколистовым характерны более низкие значения показателя K_{CV} , что может быть обусловлено, согласно [1], изменением механизма распространения трещины от двойникования к призматическому и пирамидальному скольжению в соответствии с изменением номинальных кристаллографических систем распространения трещины от $(10\bar{1}0)[1000]_{12}$, $(1000)[10\bar{1}0]_{21}$ до $(10\bar{1}0)[\bar{1}2\bar{1}0]_{12}$, $(\bar{1}2\bar{1}0)[10\bar{1}0]_{21}$. Такое изменение данного механизма может быть связано с эволюцией в процессе деформации кристаллографической текстуры I типа в текстуру II типа (рис. 2,в,г). При этом кристаллографические системы наиболее легкого призматического и пирамидального скольжения $(10\bar{1}0)[\bar{1}2\bar{1}0]$, $(0001)[\bar{1}2\bar{1}0]$ и $(10\bar{1}1)[\bar{1}2\bar{1}0]$ ориентируют базисную плоскость (0001) параллельно плоскости прокатки и вектор сдвига $[\bar{1}2\bar{1}0]$ –

Т а б л и ц а 2

Характеристики прочности $(\sigma_T)_M$ и сопротивляемости разрушению $(K_{1c})_{MN}$, $(KCV)_{MN}$ проката из алюминиевого (7075) и титановых (BT6, BT5-1, OT4) сплавов в зависимости от направления нагружения и номинальных систем скольжения

А. Толстолистовой прокат				
Сплав	7075		BT6	
Тип текстуры	Структурная: $d_1 > d_2 > d_3$		Кристаллографическая I	
Направление нагружения, M	1	2	$M - [HKIL]$	
			$1 - [10\bar{1}0]$	$2 - [0001]$
$(\sigma_T)_M$, МПа	482	466	929	1009
Ориентировка образцов $MN(mn)$	12(23)	21(13)	12(23)	21(13)
	$(mn)/MN - (hkil)/[HKIL]$			
			$(10\bar{1}0)/[0001]$	$(0001)/[10\bar{1}0]$
$(K_{1c})_{MN}$, МПа · м ^{1/2}	56,1	42,7	50,0	46,3
$(KCV)_{MN}$, МДж/м ²	–	–	0,18	0,19
Б. Тонколистовой прокат				
Сплав	BT5-1		OT4	
Тип текстуры	Кристаллографическая II			
Направление нагружения, M	$M - [HKIL]$			
	$1 - [10\bar{1}0]$	$2 - [\bar{1}2\bar{1}0]$	$1 - [10\bar{1}0]$	$2 - [\bar{1}2\bar{1}0]$
$(\sigma_T)_M$, МПа	630	750	662	765
Ориентировка образцов $MN(mn)$	12(23)	21(13)	12(23)	21(13)
	$(mn)/MN - (hkil)/[HKIL]$			
			$(10\bar{1}0)/[\bar{1}2\bar{1}0]$	$(\bar{1}2\bar{1}0)/[10\bar{1}0]$
$(KCV)_{MN}$, МДж/м ²	0,54	1,35	0,42	1,01

в плоскость базиса (рис. 2, в, г) в соответствии со снижением относительной атомной плотности упаковки указанных плоскостей от 1,092 до 1,000 и 0,959 [13].

Как видно из рис. 3, б, усиление эффекта обратной анизотропии характеристики KCV ($A_{KCV} = (KCV)_{21}/(KCV)_{12}$) при технологических процессах перехода от толсто- к тонколистовому прокату α -сплава титана может быть связано с формированием базисной текстуры отклоненного типа таким образом, что плоскость $(10\bar{1}0)$ становится более благоприятно ориентированной для сопротивления разрушению образцов ($MN = 21$) в поперечном направлении по сравнению с образцами ($MN = 12$) в продольном [3, 4]. Последнее и приводит к более выраженному проявлению обратной анизотропии на тонколистовом прокате, тогда как на толстолистовом прокате поперечное скольжение осуществляется по плоскостям (0001) .

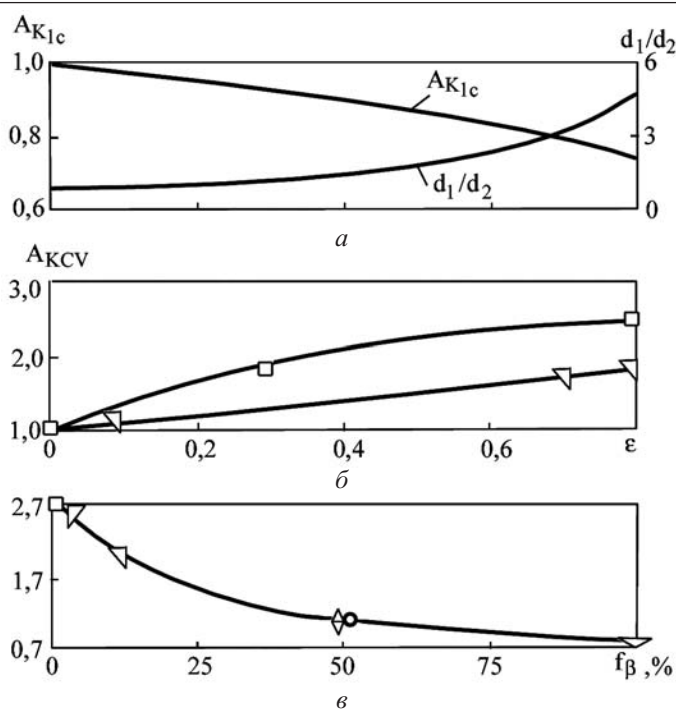


Рис. 3. Изменение анизотропии параметров структуры и характеристик сопротивляемости разрушению алюминиевых (а) и титановых (б, в) сплавов в зависимости от величины деформации ϵ при прокатке (а, б) и количества β -фазы при $\epsilon = 0,8$ (в). (Обозначения титановых сплавов приведены на рис. 1 и в табл. 1.)

Чтобы оценить, какое количество β -фазы участвует в формировании обратной анизотропии характеристик сопротивляемости разрушению, проводили сопоставление рассматриваемых двухфазных сплавов при примерно постоянных значениях алюминиевого эквивалента ($[Al]_{\text{экв}} = 6,0 \dots 6,8\%$), определяющего степень легирования α -фазы и оказывающего влияние на ее кристаллографическую текстуру [3].

Характер изменения показателя обратной анизотропии A_{KCV} с ростом количества β -фазы f_{β} при переходе от сплава ВТ5-1 к сплавам ОТ4, ВТ14, ВТ30, ВТ22 и ВТ15 (табл. 1, рис. 1) прослеживается по данным, представленным на рис. 3, б, в, как в процессе пластической деформации до $\epsilon = 0,8$ (при утонении листа от 6 до 2 мм), так и при направленном увеличении f_{β} во всем диапазоне его значений для исходно деформированных до $\epsilon = 0,8$ сплавов. Видно, что с ростом количества вытянутых в направлении прокатки зерен β -фазы показатель обратной анизотропии A_{KCV} плавно уменьшается (2,7...0,7). При $f_{\beta} < 50\%$ имеем $A_{KCV} > 1$, что вызвано преобладающим влиянием кристаллографической текстуры α -фазы тонколистового проката на обратную анизотропию KCV . При $f_{\beta} = 50\%$ указанное влияние текстуры α -фазы и деформационной анизотропии структурных параметров β -фазы на A_{KCV} взаимно уравновешивается, и достигается изотропное состояние сплавов ($A_{KCV} = 1$). Дальнейший рост f_{β} приводит к изменению механизма формирования анизотропии характеристик разрушения. Основное влияние на A_{KCV} начинает оказывать вытянутость ОЦК-кристаллов β -фазы и высокодисперсных выделений по их границам хрупкой структурной составляющей (α_2 -фазы) аналогично структурной текстуре проката рассмотренных ранее алюминиевых сплавов [5, 6]. При этом в титановых сплавах с ростом f_{β} в интервале 50...100% A_{KCV} уменьшается от 1 до 0,7, так же как и A_{K1c} в алюминиевых сплавах по мере увеличения ϵ от 0 до 0,8 (рис. 3, а).

2.2. Сравнительный анализ показателей прочности и пластичности титановых сплавов и аустенитной стали при плоском напряженном состоянии.

Характерная особенность α - и псевдо- α -сплавов титана – текстурное упрочнение, проявляющееся в повышении прочности тонколистового проката в условиях двухосного растяжения по сравнению с одноосным при одновременном снижении его деформативной способности в направлении, нормальном к плоскости прокатки. В качестве показателей анизотропии прочности в работах [3, 4] были приняты выражения $A_{\sigma_B} = (\sigma_B)_{\sigma_1/\sigma_2=1} / (\sigma_B)_{\sigma_1/\sigma_2=\infty}$ и $A_{\sigma_T} = (\sigma_T)_{\sigma_1/\sigma_2=1} / (\sigma_T)_{\sigma_1/\sigma_2=\infty}$, описывающие отношения пределов прочности (σ_B) и текучести (σ_T) плоского образца с выточкой при симметричном двухосном растяжении ($\sigma_1/\sigma_2 = 1$) к таковому стандартного образца при одноосном растяжении ($\sigma_1/\sigma_2 = \infty$). Нормальную пластическую анизотропию оценивали по величине $r = \lg(b_0/b_k) / \lg(h_0/h_k)$, где b_0 и b_k , h_0 и h_k – начальная и конечная ширина и толщина образца. При совершенной базисной текстуре центрального типа II (рис. 2,з) имеем $r = \infty$, в полностью изотропном материале – $r = 1$, в реальных условиях прокатки ГПУ-металлов – $1 < r < \infty$ [4].

2.2.1. Повышение прочностных характеристик при симметричном двухосном растяжении тонколистовых α - и псевдо- α -титановых сплавов вызвано кристаллографической текстурой проката α -фазы. При плоском напряженном состоянии их базисная плоскость (0001) ориентирована параллельно плоскости прокатки по механизму, изложенному выше. При этом затрудняется деформирование материала по толщине путем скольжения, что обуславливает высокие показатели нормальной пластической анизотропии, прочности при сжатии и значительное упрочнение при двухосном растяжении.

Характер изменения показателей прочностной и пластической анизотропии при переходе от α - и псевдо- α -сплавов к сплавам ($\alpha + \beta$)-, переходного и псевдо- β -класса по мере роста исходного количества β -фазы прослеживается по данным, приведенным на рис. 4, на примере сплавов ВТ5-1, ОТ4-1, ВТ6, ВТ14, ВТ22 и ВТ15 (табл. 1, рис. 1). Из рис. 4,а видно, что в процессе увеличения пластической деформации ε до 0,8 показатель текстурного упрочнения A_{σ_B} , максимальный для α -сплава ВТ5-1, постепенно снижается по мере уменьшения количества α -фазы до ее полного исчезновения при переходе к ($\alpha + \beta$)-сплаву ВТ14 и псевдо- β -сплаву ВТ15, достигая для последнего значения, характерного для инвариантного к виду напряженного состояния материала ($A_{\sigma_B} \cong 1$). На рис. 4,б на примере тонколистового проката толщиной ≈ 2 мм указанных представителей всех рассматриваемых классов материалов показан характер изменения прочностной A_{σ_T} и пластической анизотропии r с ростом f_β . Наиболее интенсивно A_{σ_T} и r уменьшаются в диапазоне значений $f_\beta = 0 \dots 15\%$ и далее монотонно убывают вплоть до формирования при $f_\beta \geq 50\%$ не чувствительных к виду напряженного состояния сплавов переходного класса и псевдо- β -сплава титана.

2.2.2. Одним из отличий металлов с ГПУ-кристаллической решеткой от ОЦК и ГЦК является то, что для последних деформация по толщине тонколистового проката, усиливающая преимущественно структурные изменения материала [7], – необходимое условие пластического течения при плоском напряженном состоянии. На примере тонкостенных трубчатых образцов из аустенитной стали 12X18H10T, пластически деформированных при одно- ($\sigma_z/\sigma_\theta = \infty$) и равноосном ($\sigma_z/\sigma_\theta = 1$) растяжении после холодной прокатки и нормализации, показано (рис. 5,а), что максимальный вклад радиальной сжимающей компоненты ε_r в интенсивность пластических деформаций ε_i достигается в условиях $\sigma_z/\sigma_\theta = 1$ при одновременном выполнении гипотезы о единой кривой деформирования $\sigma_i - \varepsilon_i$ без выраженного текстурного упроч-

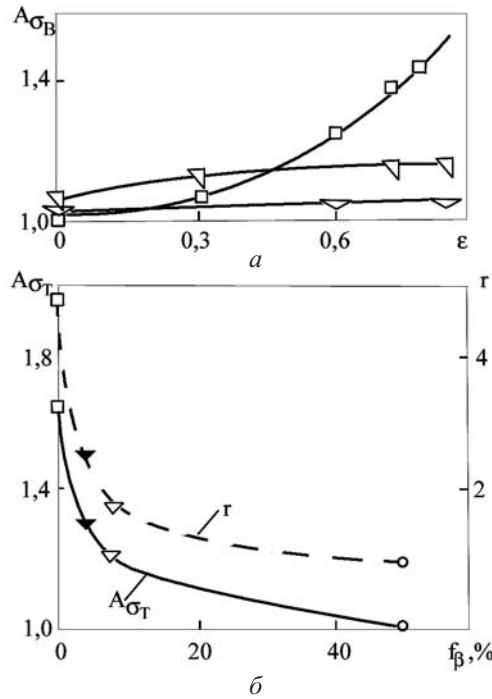


Рис. 4. Изменение показателей текстурного упрочнения A_{σ_B} , A_{σ_T} и пластической анизотропии r титановых сплавов в зависимости от величины деформации ϵ при прокатке (а) и количества β -фазы при $\epsilon = 0,8$ (б). (Обозначения сплавов приведены на рис. 1 и в табл. 1.)

нения материала [7, 8]. Здесь $\sigma_i = \sigma_i(\sigma_z, \sigma_\theta, \sigma_r)$, $\epsilon_i = \epsilon_i(\epsilon_z, \epsilon_\theta, \epsilon_r)$ – интенсивность напряжений и деформаций; z, θ и r соответствуют осевому, тангенциальному и радиальному компонентам напряжений и деформаций [8, 9].

Усиление роли ϵ_r в деформационном упрочнении стали при двухосном растяжении по сравнению с одноосным подтверждается характерным для процесса сжатия усложнением дислокационной структуры аустенита [7, 8, 10] и торможением процесса образования мартенсита деформации при температуре -160°C , соответствующей проявлению фазовой нестабильности указанной стали (рис. 5,а). В этом случае изменяется механическое поведение стали, деформированной при температуре 20°C , когда проявляется стабильная аустенитная структура: нарушаются гипотезы пластичности о единой кривой деформирования и об упругом изменении объема материала (рис. 5,б).

Наблюдаемое повышение уровня изменения интенсивности напряжений течения $\sigma_i(\epsilon_i)$ метастабильной аустенитной стали при равноосном растяжении по сравнению с одноосным (на рис. 5,б кривые 1) – следствие увеличения сопротивляемости пластическому деформированию исходной аустенитной и формирующейся мартенситной фаз, вызванного ростом плотности их структурных дефектов.

Остаточное изменение объема метастабильной аустенитной стали иллюстрируется установленной единой линейной связью между относительным изменением объема, характеризуемым средней пластической деформацией $\epsilon_0 = 1/3(\epsilon_z + \epsilon_\theta + \epsilon_r)$, и количеством мартенсита деформации $f_M(\epsilon_i)$ для различных соотношений компонентов главных напряжений σ_z/σ_θ (на рис. 5,б кривая 2) [8–10]. Рост характеристики ϵ_0 по мере увеличения $f_M(\epsilon_i)$ обусловлен большим удельным объемом формирующегося при фазовом превращении мартенсита, чем исходная фаза – аусте-

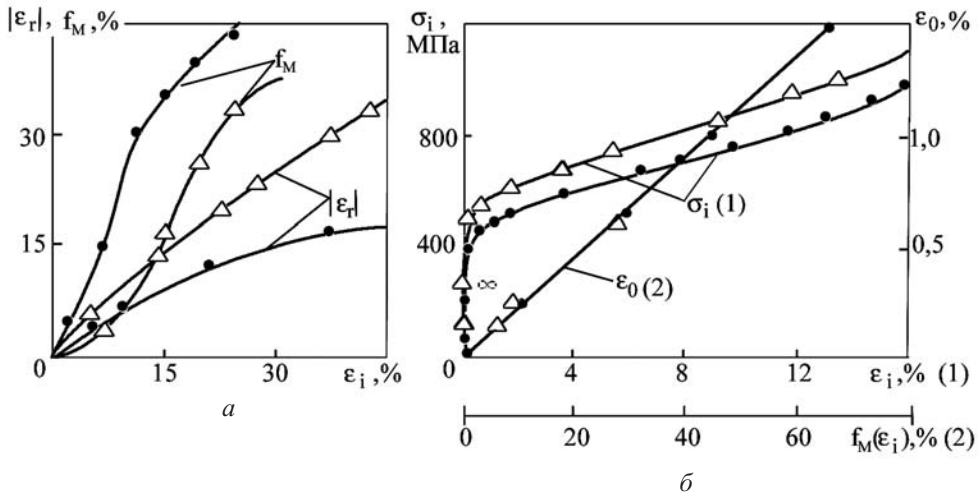


Рис. 5. Зависимость механических и структурной характеристик тонкостенных трубчатых образцов из метастабильной стали 12Х18Н10Т от интенсивности пластических деформаций ϵ_i при $\sigma_z/\sigma_\theta = \infty$ (●) и 1 (△).

нит, что вызывает торможение процесса мартенситного превращения в условиях преимущественного влияния сжимающей компоненты деформации ϵ_r на величину ϵ_i , что характерно для равноосного растяжения (рис. 5,а) и сжатия [8].

Присущее α -, псевдо- α - и $(\alpha + \beta)$ -титановым сплавам затруднение процесса деформирования тонколистового проката по толщине путем скольжения при совершенствовании кристаллографической текстуры центрального типа, обуславливающее текстурное упрочнение при плоском напряженном состоянии, так же как и рост плотности структурных дефектов в метастабильной аустенитной стали, может привести к невыполнимости гипотезы о единой кривой деформирования (особенно при $0 \leq f_\beta < 15\%$). Последнее следует учитывать при расчете на прочность изготавливаемых из этих сплавов тонкостенных оболочечных элементов конструкций.

Вопросы аналитического описания пластического состояния анизотропного материала и пластической зоны у вершины трещины с учетом особенностей ГПУ-кристаллической решетки и напряженного состояния с позиций механики деформируемого твердого тела рассмотрены в работах [14–17].

Выводы

1. Обобщены и систематизированы результаты исследования влияния кристаллографической текстуры проката и структуры α -, псевдо- α -, $(\alpha + \beta)$ - и псевдо- β -сплавов титана при последовательном увеличении исходного количества β -фазы на закономерности формирования анизотропии показателей прочности и сопротивляемости разрушению в зависимости от величины технологической деформации, способа и направления нагружения, а также распространения трещины нормального отрыва.

2. Проведено сопоставление анизотропии механических свойств при совместном и раздельном текстурном и структурном упрочнении с полученными результатами для α -титановых и алюминиевых сплавов, метастабильной аустенитной стали.

3. Рассмотрено конкурирующее влияние кристаллографической и структурной текстуры проката соответственно α - и β -фазы тонколистовых титановых сплавов на характер снижения показателя обратной анизотропии $A_{КСУ}$ с ростом f_β от 0 до 100%.

4. Выявлена роль роста f_β в снижении показателей текстурного упрочнения A_{σ_B} , A_{σ_T} и нормальной пластической анизотропии r при двухосном растяжении тонколистового проката титановых сплавов, связанная с уменьшением количества α -фазы, которой присуща максимальная степень реализации текстурных предпосылок торможения пластической деформации по толщине листа.

5. Допускается аналогия между механическим поведением титановых сплавов при $f_\beta = 0...15\%$ и метастабильной аустенитной стали по признаку однотипного деформационного упрочнения при двухосном растяжении соответственно в результате развития и совершенствования кристаллографической текстуры центрального типа α -фазы в процессе прокатки и повышения плотности структурных дефектов в матричной (аустенитной) фазе и формирующемся мартенсите деформации.

Резюме

Виконано порівняльний аналіз анізотропії механічних характеристик титанових і алюмінієвих сплавів та аустенітної сталі при формуванні структурної і кристаллографічної текстури в процесі прокатки і двовісного розтягу. Розглянуто вплив збільшення кількості β -фази в титанових сплавах на темп стримання “оберненої анізотропії” опору руйнуванню і текстурного зміцнення. Обмірковано механізми однотипного зміцнювального впливу плоского напруженого стану на опір пластичному деформуванню α -титанових сплавів і аустенітної сталі з метастабільною структурою.

1. *Нижник С. Б., Дмитриева Е. А.* Особенности формирования анизотропии характеристик сопротивляемости разрушению в зависимости от типа текстуры деформации конструкционных сплавов // Пробл. прочности. – 2013. – № 5. – С. 72 – 84.
2. *Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшин И. С.* Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. – М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. – 520 с.
3. *Дроздовский Б. А., Проходцева Л. В., Новосильцева Н. И.* Трещиностойкость титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
4. *Микляев П. Г., Фридман Я. Б.* Анизотропия механических свойств металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 223 с.
5. *Каминский А. А., Нижник С. Б.* О прогнозировании характера анизотропии трещиностойкости стареющих металлических материалов // Доп. НАН України. – 2008. – № 10. – С. 64 – 68.
6. *Kaminsky A. A. and Nizhnik S. B.* Anisotropy of fracture toughness of structurally inhomogeneous ageing alloys // Int. Appl. Mech. – 2009. – 45, No. 9. – P. 1016 – 1022.
7. *Нижник С. Б.* Влияние структуры на деформационное упрочнение аустенитной и мартенситно-стареющей сталей при плоском напряженном состоянии // Металлы. – 1992. – № 1. – С. 152 – 158.
8. *Бастун В. Н., Нижник С. Б.* Исследование закономерностей упругопластического деформирования упрочняющихся металлов с учетом их структуры при статическом нагружении в условиях сложного напряженного состояния // Прикл. механика. – 2001. – 37, № 10. – С. 24 – 52.
9. *Лебедев А. А., Ковальчук Б. И., Гигиняк Ф. Ф., Ламашевский В. П.* Механические свойства конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии. – Киев: Ин Юре, 2003. – 540 с.

10. Ковальчук Б. И., Лебедев А. А., Уманский С. Э. Механика неупругого деформирования материалов и элементов конструкций. – Киев: Наук. думка, 1987. – 278 с.
11. Bowen A. W. The influence of crystallographic orientation on the fracture toughness of strongly textured Ti–6Al–4V // *Acta Metall.* – 1978. – **26**, No. 9. – P. 1423 – 1433.
12. Sylovanyuk V. P., Yukhym R. Ya., and Horbach P. V. Deformation and fracture of materials near spheroidal inclusions // *Mater. Sci.* – 2011. – **46**, No. 6. – P. 757 – 762.
13. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 406 с.
14. Логинов Ю. Н., Соловей В. Д., Котов В. В. Преобразование условия текучести при деформации металлических материалов с ГПУ решеткой // *Металлы.* – 2010. – № 2. – С. 93 – 99.
15. Kaminsky A. A., Kurchakov E. E., and Gavrilov G. V. Influence of tension along a crack on the plastic zone in an anisotropic body // *Int. Appl. Mech.* – 2010. – **46**, No. 6. – P. 634 – 648.
16. Kaminsky A. A. and Kurchakov E. E. Modeling the fracture process zone near a crack tip in a nonlinear elastic body // *Ibid.* – 2011. – **47**, No. 6. – P. 735 – 744.
17. Kaminsky A. A. and Kurchakov E. E. Modeling a crack with a fracture process zone in a nonlinear elastic body // *Ibid.* – 2012. – **48**, No. 5. – P. 552 – 562.

Поступила 22. 09. 2014