

Анизотропия предела текучести и структурных параметров нанокристаллического титана, полученного криодеформацией

В.А. Москаленко, Ю.М. Погрибная, Р.В. Смолянец, И.С. Брауде

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины
пр. Науки, 47, г. Харьков, 61103, Украина
E-mail: moskalenko@ilt.kharkov.ua*

Статья поступила в редакцию 11 июля 2017 г., после переработки 1 августа 2017 г.
опубликована онлайн 25 октября 2017 г.

Изучена анизотропия предела текучести нанокристаллического (НК) титана технической чистоты ВТ1-0 с размером зерна ~ 45 нм, полученного с использованием метода криомеханической фрагментации зерна. Эксперименты проводили в интервале температур 4,2–300 К в режиме одноосного сжатия при номинальной скорости пластической деформации $3,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Получены температурные зависимости макроскопического предела текучести образцов с осью сжатия вдоль и поперек направления криопрокатки. Вычислен коэффициент анизотропии предела текучести и установлена его температурная зависимость. Определены значения параметров деформационной микроструктуры во взаимно перпендикулярных плоскостях: размеры кристаллитов (областей когерентного рассеяния) и значения микродеформаций. Обнаружена морфологическая анизотропия кристаллитов. Установлено соответствие рассчитанных и экспериментальных значений предела текучести образцов, деформированных вдоль и поперек направления криопрокатки, соотношению Холла–Петча и найденным размерам кристаллитов. Показано, что анизотропия предела текучести НК титана связана с анизотропией формы таких структурных элементов, как зерно/кристаллит.

Вивчено анізотропію межі плинності нанокристалічного (НК) титану технічної чистоти ВТ1-0 з розміром зерна ~ 45 нм, який отримано з використанням методу криомеханічної фрагментації зерна. Експерименти проведено в інтервалі температур 4,2–300 К в режимі одновісного стиснення при номінальній швидкості пластичної деформації $3,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Отримано температурні залежності макроскопічної межі плинності зразків з віссю стиснення вздовж та поперек напрямку криовальцювання. Обчислено коефіцієнт анізотропії межі плинності та встановлено його температурну залежність. Встановлено значення параметрів деформаційної микроструктури у взаємно перпендикулярних площинах: розміри кристалітів (областей когерентного розсіювання) та величин мікродеформацій. Виявлено морфологічну анізотропію кристалітів. Встановлено відповідність розрахованих та експериментальних значень межі плинності зразків, деформованих вздовж та поперек напрямку криовальцювання, співвідношенню Холла–Петча та знайденим розмірам кристалітів. Показано, що анізотропія межі плинності НК титану пов'язана з анізотропією форми таких структурних елементів, як зерно/кристаліт.

PACS: **62.20.–x** Механические свойства твердых тел;

61.46.–w Структура наноматериалов;

81.07.–b Наноматериалы и структуры: синтез и определение характеристик.

Ключевые слова: нанокристаллический титан, анизотропия предела текучести, морфологическая анизотропия кристаллитов.

1. Введение

Анизотропия кристаллической структуры твердых тел обуславливает анизотропию их физических свойств, т.е. зависимость от кристаллографического направления (ориентации кристаллической решетки). Анизотропией свойств обычно характеризуются отдельные зерна или монокристаллы. Свойства поликристаллического металла являются усредненными, таким образом, их можно рассматривать как квазиизотропные. Поликристаллические материалы могут обладать анизотропией, если зерна/кристаллиты имеют преимущественную ориентировку (текстуру) в каких-то кристаллографических направлениях. В этом случае принято говорить об образовании *кристаллографической анизотропии*. (Не путать данный термин с терминами «*анизотропия кристаллической структуры*» и «*морфологическая анизотропия*».) Кристаллографическая анизотропия, возникающая при деформации, является следствием существования анизотропии кристаллической структуры, зависит от типа кристаллической решетки, а также вида, степени и температуры деформирования.

Альфа-титан ($T < 1155$ К) с анизотропной ГПУ кристаллической решеткой имеет ограниченное число систем скольжения. Его пластическая деформация при комнатных и низких температурах осуществляется сочетанием скольжения и двойникования [1,2]. Как следствие, при криогенной и холодной пластической деформации наблюдается образование характерной для данных температур деформации текстуры. Она проявляется преимущественной ориентировкой зерен, субзерен и других микроструктурных параметров в определенном направлении [3,4], создавая предпосылки для анизотропии механических свойств.

Морфологическая анизотропия подразумевает, что геометрические размеры одного или нескольких элементов микроструктуры зависят от направления, вдоль которого этот параметр измеряется. Примером является удлинение зерен в пластичном металле. Для определения степени анизотропии требуется изучить, по меньшей мере, два сечения образца, например, перпендикулярно и параллельно плоскости листа.

В работе [5] анизотропия предела текучести образцов ультрамелкозернистого (УМЗ) титана, вырезанных параллельно и перпендикулярно оси равноканального углового прессования (РКУП), была объяснена различной подвижностью зернограничных дислокаций вдоль границ зерен при деформации в указанных направлениях. Был сделан вывод, что текстура материала не отвечает за анизотропию предела текучести. Позже эти же авторы [6] заключили, что причиной более высоких значений предела текучести образцов, перпендикулярных к направлению оси РКУП, является влияние текстуры на действующие деформационные механизмы. Таким об-

разом, согласно [5,6], возможными источниками анизотропии в титане после РКУП являются кристаллографическая текстура и/или направленность деформационной микроструктуры.

Учитывая противоречивость полученных ранее результатов, в работе [7] были проведены систематические исследования механизмов, вызывающих анизотропию пластического течения в УМЗ титане. Показано, что заметная анизотропия предела текучести образцов с субмикронным размером зерна не может быть объяснена эффектом кристаллографической текстуры. Ее причиной является существование направленной деформационной микроструктуры, состоящей из ориентированных субзеренных/зеренных границ. Как отмечают авторы, важным является тот факт, что анизотропия предела текучести не наблюдалась при почти равноосной микроструктуре, не имеющей предпочтительной направленности внутренних границ раздела.

Уменьшение размера зерен до наномасштабных значений вызывает изменение механизма пластической деформации нанокристаллических (НК) материалов в сравнении с их крупнозернистыми (КЗ) аналогами. Предполагается, что примесный механизм [8], контролирующий скорость пластической деформации КЗ титана технической чистоты, заменяется механизмом, связанным с активностью дислокационных процессов на границах зерен [9]. К таким механизмам в НК материалах относятся поворот зерен [10] и зернограничное проскальзывание [11]. Поэтому представляет интерес исследование анизотропии механических свойств НК титана во взаимосвязи с размерными характеристиками структурных элементов при уменьшении их размеров до наномасштабного уровня. Первым шагом в решении данной задачи были выполнены нами [12] исследования параметров деформационной микроструктуры титана в плоскости прокатки (ПП) с использованием рентгеноструктурного анализа (РСА).

В настоящей работе проведено экспериментальное изучение анизотропии предела текучести образцов с наномасштабным зерном, вырезанных как параллельно, так и перпендикулярно направлению прокатки (НП). Мотивацией к постановке данных исследований явилось обнаруженное влияние направленности деформационной микроструктуры (морфологической анизотропии) на анизотропию предела текучести титана с субмикронным размером зерна [7]. Данные о структурном состоянии НК титана и параметрах деформационной микроструктуры (размере кристаллитов и величине упругих искажений) получали из рентгеновских дифрактометрических исследований. С использованием соотношения Холла-Петча выполнено сопоставление измеренных и вычисленных, исходя из найденных размеров кристаллитов (области когерентного рассеивания — ОКР), значений предела текучести.

2. Материал и методы исследования

Исходным материалом был титан технической чистоты ВТ1-0 со стандартным содержанием основных примесей и размером зерна $d \sim 15$ мкм. Нанокристаллическое (НК) структурное состояние в образцах было получено с использованием метода криомеханической фрагментации зерна (КМФЗ) [13]. Суть данного метода заключается в многократной прокатке металлического листа, предварительно охлажденного до температуры жидкого азота перед каждым проходом. Величина истинной деформации (деформации обжатия) определялась как $e = \ln(t_0/t_e)$, где t_0 и t_e — начальная и конечная толщина листа. Утонение за один проход в валках при скорости прокатки ~ 35 мм/с, составляло $\sim 0,1$ мм. В результате обжатия $|e| = 1,2$ были получены образцы со средним размером зерна $d \sim 45$ нм [14].

Механические характеристики изучали на образцах цилиндрической формы диаметром 3 мм и высотой 6 мм, вырезанных из прокатанной полосы как параллельно, так и перпендикулярно НП. В дальнейшем образцы, вырезанные параллельно НП, обозначаются как (||), а перпендикулярно НП — как (\perp). Деформирование проводилось при одноосном сжатии в квазистатическом режиме с относительной скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 3,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур 4,2–300 К.

Микроструктурные параметры для плоскостей прокатки и перпендикулярной НП исследовали с использованием метода РСА [15]. Съемку дифрактограмм производили на дифрактометре ДРОН-2.0 в излучении $\text{Cu K}\alpha$ с никелевым фильтром при комнатной температуре сканированием по схеме θ - 2θ с использованием коллимационных щелей. Распределения интенсивностей рассеяния рентгеновских лучей регистрировали в диапазоне углов $30^\circ < 2\theta < 110^\circ$ с шагом сканирования $0,1^\circ$. Последующая обработка данных осуществлялась с помощью компьютерных программ. В качестве анализируемых параметров были выбраны следующие величины: интенсивность I и полуширина дифракционных максимумов, за изменением которых следили в зависимости от степени криообжатия. Из полученных значений полуширин методом аппроксимации [16] проводили расчет таких параметров структуры, как размеры кристаллитов (ОКР) L , и величины микродеформаций $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$. Анализ уширения проводили по дифракционным максимумам (0002) и (0004). Для описания формы профиля линии использовали функции Коши или Гаусса. Инструментальное уширение учитывалось путем съемки эталонного образца (крупнокристаллического алюминия).

3. Экспериментальные результаты

3.1. Механические свойства

На рис. 1 приведены начальные участки деформационных кривых сжатия образцов НК титана, вырезанных параллельно (образцы ||) и перпендикулярно (образцы \perp) НП, при 300, 77, 21 и 4,2 К. За пределом текучести кривые упрочнения в большинстве случаев имели двухстадийный характер, который был сильнее выражен в области низких температур.

При температуре 4,2 К гладкие деформационные кривые становятся пилообразными, отражая изменение плавного характера пластической деформации на прерывистый (неустойчивый). Такая особенность пластического течения присуща как КЗ, так и НК титану технической чистоты [17]. Влияние ориентации образца на параметры пилообразной кривой не является достаточно выраженным. Не наблюдается также заметного влияния ориентации образцов (||) и (\perp) на значение скорости деформационного упрочнения.

На рис. 2 приведены температурные зависимости условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ для образцов (||) и (\perp) в интервале температур 4,2–300 К. Двукратное увеличение значения $\sigma_{0,2}$ при понижении температуры до ~ 21 К указывает на термически активированный характер пластической деформации НК титана. При температурах ниже ~ 20 К наблюдается еще одна низкотемпературная особенность пластической деформации кристаллических материалов, так называемая,

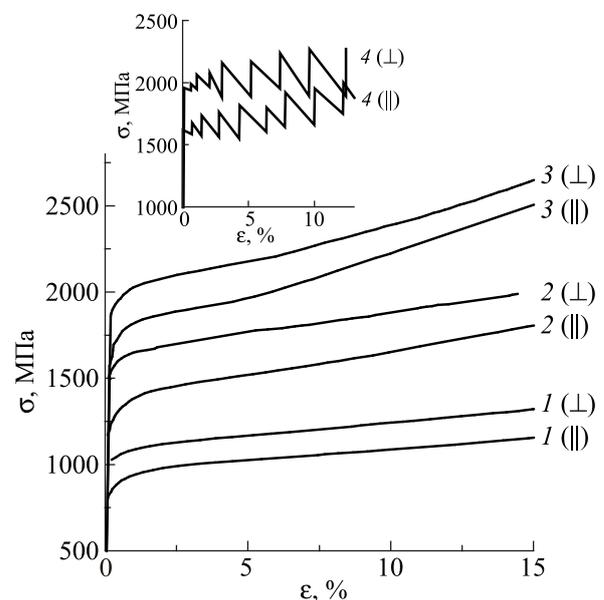


Рис. 1. Начальные участки кривых сжатия для образцов НК титана, вырезанных параллельно (||) и перпендикулярно (\perp) направлению прокатки (НП), при T , К: 300 (1), 77 (2), 21 (3) и 4,2 (4).

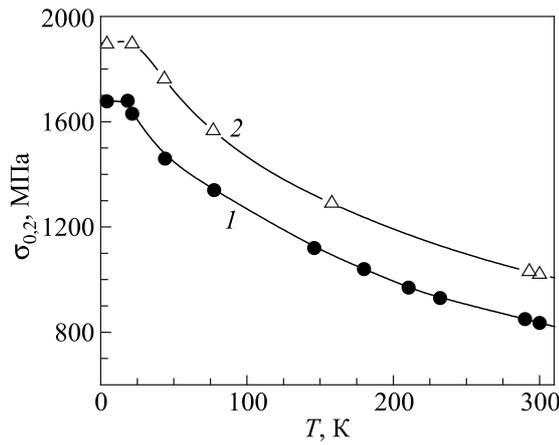


Рис. 2. Температурные зависимости условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ для образцов НК титана, вырезанных параллельно (1) и перпендикулярно (2) НП.

«аномальная» температурная зависимость предела текучести/деформирующего напряжения. На рис. 2 видно, что ориентация образца не влияет на проявление данной особенности. Такой характер зависимости $\sigma_{0,2}(T)$, как и совпадающий с ее проявлением прерывистый характер пластического течения, отражают переход от термически активированного режима пластической деформации к квазидинамическому. Ранее в работах [18,19] было показано, что указанные низкотемпературные особенности пластической деформации титана имеют общую природу, и она связана с проявлением инерционных свойств дислокаций при их движении через локальные барьеры, создаваемые примесями атомами внедрения.

Как видно на рис. 2, ориентация оси сжатия образца по отношению к направлению прокатки существенно влияет на значение условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, что свидетельствует о наличии анизотропии данной прочностной характеристики. О величине наблюдаемой анизотропии в изученном интервале температур можно судить из анализа коэффициента анизотропии Δ , который определим как

$$\Delta = (\sigma_{0,2(\perp)} - \sigma_{0,2(\parallel)}) / \sigma_{0,2(\parallel)}, \quad (1)$$

где $\sigma_{0,2(\parallel)}$ и $\sigma_{0,2(\perp)}$ пределы текучести образцов НК титана, вырезанных как параллельно, так и перпендикулярно НП. Вычисленные значения Δ для нескольких температур приведены в табл. 1.

Для более наглядной иллюстрации анизотропии на рис. 3 приведен график температурной зависимости коэффициента анизотропии Δ , построенный по данным,

Таблица 1. Коэффициент анизотропии Δ условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ НК титана

T, K	4,2	21	44	77	156	290	300
Δ	0,13	0,16	0,195	0,2	0,2	0,218	0,22

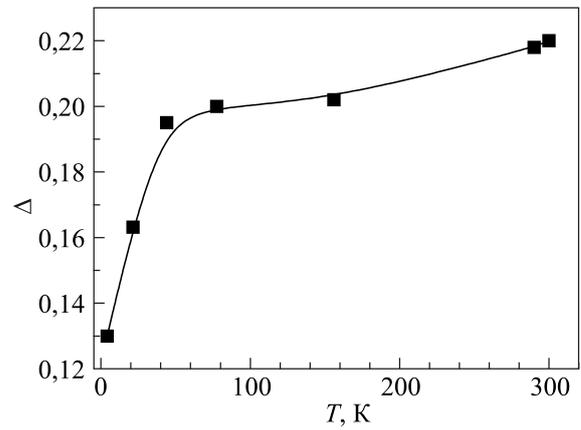


Рис. 3. Температурная зависимость коэффициента анизотропии Δ .

приведенным в табл. 1. Видно, что значение Δ слабо изменяется в области температур $\sim 40\text{--}300$ К, примерно на $\sim 20\%$, и резко уменьшается при более низких температурах.

Сопоставление приведенных на рис. 2 данных измерений предела текучести образцов (\parallel) и (\perp), а также характера их температурных зависимостей с результатами для коэффициента анизотропии позволяет выполнить анализ возможных причин наблюдаемой анизотропии. Прежде всего необходимо отметить, что ориентация образца не влияет на вид температурной зависимости или температурную чувствительность предела текучести $\partial\sigma/\partial T$, а различие в значениях $\sigma_{0,2}$ для (\parallel) и (\perp) образцов обусловлено изменением атермической составляющей деформирующего напряжения. Этот результат является важным при обосновании физических причин анизотропии, источником которой, как отмечалось ранее, могут быть кристаллографическая текстура и ориентация структурных элементов относительно оси сжатия образца при определяющей роли в процессе пластической деформации не только решеточных, но и зернограничных дислокаций.

3.2. Деформационная микроструктура

На рис. 4 представлены дифракционные картины, полученные для параллельной и перпендикулярной НП плоскостей титанового листа в исходном (отожженном) состоянии и после криопробатки с обжатием $|e| = 1,2$. Отметим, что в случае исходного КЗ титана при сравнении распределения интенсивности для плоскости, перпендикулярной НП образца, наблюдается отличие от дифрактограммы, полученной для плоскости прокатки ([12], рис. 1(a), (в)). Данное различие может быть обусловлено наличием кристаллографической анизотропии, возникающей при изготовлении листа и проявляющейся в преимущественной ориентировке кристаллитов [20].

В исследованиях, проведенных для плоскости прокатки [12,14], показано, что деформация при темпера-

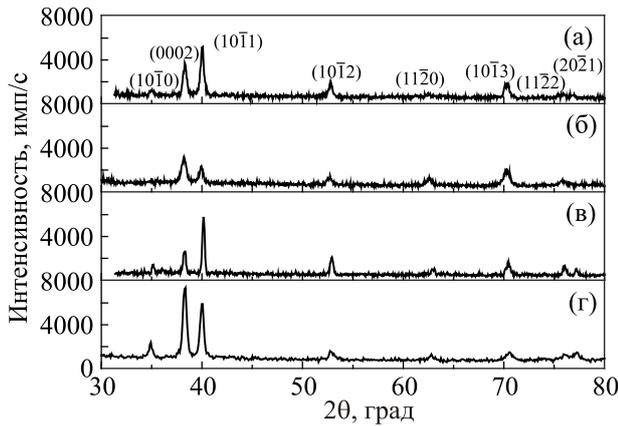


Рис. 4. Дифрактограммы от образцов титана VT1-0 для плоскости параллельной (а), (б) и перпендикулярной (в), (г) НП после отжига (а), (в) и деформации прокаткой при 77 К (б), (г) до $|e| = 1,2$.

туре 77 К приводит к существенному изменению структурного состояния титана технической чистоты. Это подтверждается обнаруженным изменением интенсивности и формы дифракционных максимумов, полученных для плоскости, перпендикулярной направлению криопротатки (рис. 4(б), (г)). Наблюдается также перераспределение интегральных интенсивностей: наиболее заметное для отражений (0002) и (10 11). При этом влияние криодеформации на интегральную интенсивность дифракционных пиков I для указанных взаимно перпендикулярных плоскостей различное. Для плоскости прокатки интенсивность дифракционных пиков после криодеформации заметно уменьшается, тогда как для перпендикулярной (торцевой) плоскости значения I пиков увеличиваются.

Как показано в работе [14], при криопротатке с обжатием $|e| \leq 0,9$ пластическая деформация осуществляется сочетанием двух деформационных мод: скольжения и двойникового. При этом роль двойникового в формировании микроструктуры в результате активизации двойников второго и более высоких поколений с деформацией увеличивается. По дости-

жению значения $|e| = 1,2$ происходит не только существенная фрагментация зерен (их размер уменьшается до наноразмерных значений), но и многократная переориентация зерен/кристаллитов, вызванная активным двойникованием.

Таким образом, причинами наблюдаемого изменения интенсивности и ширины дифракционных пиков при $|e| = 1,2$ могут быть уменьшение размеров и рандомизация кристаллографической ориентации, формирующихся при криодеформации кристаллитов, и/или наличие микроструктурной анизотропии. Между тем, полученные в предыдущей [12] и настоящей работе, дифракционные картины и проведенный соответствующий их анализ не позволяют сделать вывод о формировании в исследуемых образцах заметной кристаллографической текстуры.

Согласно электронномикроскопическим данным [14], изученный в настоящей работе НК титан, полученный в результате прокатки при температуре жидкого азота со степенью обжатия $|e| \sim 1,2$, имеет средний размер зерна $d \sim 45$ нм. Анализ дифракционных профилей позволил оценить размеры кристаллитов L и величину упругих искажений (микродеформаций) $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ как в плоскости прокатки, так и в плоскости, перпендикулярной НП. Найденные значения указанных параметров деформационной микроструктуры КЗ и НК титана представлены в табл. 2. Видно, что в отожженном состоянии размеры кристаллитов в двух взаимно перпендикулярных плоскостях имеют близкие значения ($L_{\perp} = 280$ нм и $L_{\parallel} = 260$ нм). Наблюдаемое незначительное различие значений микродеформаций, может быть обусловлено как анизотропией кристаллической структуры ГПУ титана, так и кристаллографической анизотропией. В криодеформированном НК состоянии значения микродеформаций во взаимно перпендикулярных плоскостях существенно возрастают, но практически не отличаются (смотри табл. 2). По-видимому, это является следствием рандомизации кристаллографических ориентаций наноразмерных зерен/кристаллитов с высокодефектными областями (внутренними границами раздела).

Таблица 2. Размеры зерен d и кристаллитов L (ОКР) и величины упругих искажений (микродеформаций) $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$, найденные из анализа дифрактограмм для плоскости прокатки и плоскости, перпендикулярной НП КЗ и НК титана, после криообжатия $|e| \sim 1,2$

Параметры микроструктуры	Состояние	Ориентация направления сжатия образца и плоскости сечения полосы относительно НП	
		\parallel	\perp
d , нм.	криодеформированный	45	–
ПЭМ исследование	отожженный	280	260
Кристаллиты, $L \pm 10$, нм	криодеформированный	55	40
Микродеформация, $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2} \pm 0,4 \cdot 10^{-3}$	отожженный	0,6	0,9
	криодеформированный	3,9	3,6

Основным размерным структурным элементом НК титана являются зерна (кристаллиты) наномасштабного уровня. Из приведенных в табл. 2 данных видно, что размеры кристаллитов L , найденные из анализа дифрактограм для плоскости прокатки и плоскости перпендикулярной НП криодеформированного титана, отличаются незначительно. В то же время их значения близки к среднему размеру зерна, измеренного с использованием ПЭМ. Отметим, что с помощью ПЭМ измеряется усредненный размер зерен в плоскости параллельной поверхности исследуемого образца. РСА дает усредненный по поверхности или объему размер кристаллитов (ОКР), измеренный в направлении, перпендикулярном поверхности образца. Таким образом, найденный в работе размер кристаллитов L в плоскости прокатки составляет 40 нм и весьма близок к величине зерна $d = 45$ нм, измеренной при ПЭМ исследованиях. Данный результат является подтверждением сделанного в работе [14] вывода о совпадении в НК титане размеров зерен и кристаллитов (ОКР). Он указывает на совершенство структурного состояния наноразмерных зерен вследствие отсутствия внутриверной дислокационной субструктуры. С другой стороны, размер кристаллитов L в сечении, перпендикулярном плоскости прокатки, на $\sim 35\%$ больше и составляет 55 нм. Сравнение данного значения L с размером зерна d из-за отсутствия ПЭМ данных не представляется возможным. Обнаруженное различие в размерах кристаллитов для двух сечений образца (перпендикулярно и параллельно плоскости листа) указывает на наличие морфологической анизотропии для данного структурного элемента.

4. Обсуждение

Обычно предполагается, что в поликристаллических металлах влияние среднего размера зерна d на величину предела текучести $\sigma_{0,2}$ может быть выражено соотношением Холла–Петча $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K_{HP}d^{-1/2}$. Здесь σ_0 — напряжение трения решетки, необходимое для перемещения отдельных дислокаций в отсутствие границ зерен, а K_{HP} — коэффициент, характеризующий вклад границ зерен в упрочнение. Учитывая тот факт, что в исследуемом нанокристаллическом титане средние размеры зерен d и кристаллитов L совпадают, соотношение Холла–Петча представим в виде

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K_{HP}L^{-1/2}. \quad (2)$$

Такой шаг дает возможность установить связь предела текучести как с размером, так и с формой кристаллитов/зерен, что является важным для установления причины наблюдаемой анизотропии.

Анализ данных эксперимента показал, что значения предела текучести образцов НК титана, деформированных параллельно и перпендикулярно направлению про-

Таблица 3. Значения предела текучести, измеренные для образцов НК титана, вырезанных параллельно ($\sigma_{0,2(\parallel)}$) и перпендикулярно ($\sigma_{0,2(\perp)}$) направлению прокатки, и вычисленные согласно соотношению (2) при найденных значениях размеров кристаллитов L

Размер кристаллитов, L , нм	Вычисленные	Эксперимент	
	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2(\parallel)}$, МПа	$\sigma_{0,2(\perp)}$, МПа
40	1000	–	1030
55	850	855	–

катки, для найденных размеров кристаллитов L (табл. 3) удовлетворяют соотношению Холла–Петча (2). При вычислении использовались следующие значения констант (2): $\sigma_{0(\parallel)} = 340$ МПа, $\sigma_{0(\perp)} = 400$ МПа, $K_{HP} = 0,12$ МПа·нм^{1/2}, взятые для титана ВТ1-0 из работ [5,14]. Отметим, что указанное значение K_{HP} совпадает со значением, найденным в работе [21], в результате обработки большого массива литературных данных для УМЗ титана, полученного различными способами.

Таким образом, анизотропия предела текучести НК титана связана с анизотропией формы его основных структурных элементов (зерно/кристаллит).

Выводы

1. В экспериментах по квазистатическому сжатию изучена анизотропия предела текучести нанокристаллического титана технической чистоты ВТ1-0 во взаимосвязи с параметрами деформационной микроструктуры (размерными характеристиками структурных элементов).
2. Определена температурная зависимость предела текучести образцов НК титана, вырезанных параллельно и перпендикулярно направлению прокатки полосы, в интервале температур 4,2–300 К, и вычислен коэффициент анизотропии.
3. Найденны количественные параметры деформационной микроструктуры во взаимно перпендикулярных плоскостях: размеры кристаллитов (ОКР) и значения микродеформаций. Обнаружена морфологическая анизотропия кристаллитов.
4. С использованием соотношения Холла–Петча установлено соответствие рассчитанных и экспериментальных значений предела текучести образцов, вырезанных параллельно и перпендикулярно направлению прокатки, с найденными размерами кристаллитов.
5. Рассматривая ориентацию субструктуры относительно оси сжатия образца как один из источников анизотропии, установлено, что анизотропия предела текучести НК титана связана с анизотропией формы основных размерных структурных элементов (зерно/кристаллит).

1. J.W. Christian and S. Mahajan, *Prog. Mater. Sci.* **39**, 1 (1995).
2. M.H. Yoo, *Metall. Trans. A* **12**, 409 (1981).
3. Y.B. Chun, S.H. Yu, S.L. Semiatin, and S.K. Hwang, *Mater. Sci. Eng. A* **398**, 209 (2005).
4. K.H. Kim, Y.B. Chun, and S.K. Hwang, *Prog. Nat. Science: Mater. Intern.* **21**, 277 (2011).
5. E.D. Tabachikova, V.Z. Bengus, V.V. Stolyarov, G.I. Raab, R.Z. Valiev, K. Csach, and J. Miskuf, *Mater. Sci. Eng. A* **309–310**, 524 (2001).
6. В.З. Бенгус, Е.Д. Табачникова, В.Д. Нацик, Й. Мишкүф, К. Чах, В.В. Столяров, Р.З. Валиев, *ФНТ* **28**, 1211 (2002) [*Low Temp. Phys.* **28**, 864 (2002)].
7. G.G. Yarıcı, I. Karaman, and H.J. Maier, *Mater. Sci. Eng. A* **434**, 294 (2006).
8. V.N. Kovaleva, V.A. Moskalenko, and V.D. Natsik, *Philos. Mag.* **70**, 423 (1994).
9. V. Moskalenko and A. Smirnov, *YUCOMAT 2008: Program and The Book of Abstract of The Tenth Annual Conf., Herceg Novi, 8–12 Sept. 2008*, D.P. Uscovich (ed.), ITS of SASA, Belgrad (2008), p. 162.
10. C.J. Ruestes, G. Bertolino, M. Ruda, D. Farkas, and E.M. Bringa, *Scripta Mater.* **71**, 9 (2014).
11. Y.T. Zhu, X.Z. Liao, and X.L. Wu, *Prog. Mater. Sci.* **57**, 1 (2012).
12. Ю.М. Плотникова, И.С. Брауде, В.А. Москаленко, *ФНТ* **42**, 1503 (2016) [*Low Temp. Phys.* **42**, 1175 (2016)].
13. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Москаленко, *ФНТ* **35**, 1160 (2009) [*Low Temp. Phys.* **35**, 905 (2009)].
14. V.A. Moskalenko, A.R. Smirnov, Yu.M. Plotnikova, I.S. Braude, and R.V. Smolianets, *Mater. Sci. Eng. A* **700**, 707 (2017).
15. A.I. Gusev and A.A. Rempel, *Nanocrystalline Materials*, Cambridge International Science Publishing, Cambridge (2004).
16. Л.И. Гладких, С.В. Малыхин, А.Т. Пугачев, М.В. Решетняк, *Структурный анализ в физическом материаловедении: учеб. пособие*, Изд-во «Підручник НТУ ХП», Харьков (2014).
17. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, Р.В. Смолянец, *ФНТ* **40**, 1071 (2014) [*Low Temp. Phys.* **40**, 837 (2014)].
18. В.А. Москаленко, В.Д. Нацик, В.Н. Ковалева, В.В. Пустовалов, С.Э. Шумилин, *ФНТ* **22**, 1459 (1996) [*Low Temp. Phys.* **22**, 1108 (1996)].
19. V.A. Moskalenko, V.D. Natsik, and V.N. Kovaleva, *Mater. Sci. Eng. A* **309–310**, 173 (2001).
20. С.А. Головин, А. Пушкар, *Микропластичность и усталость металлов*, Металлургия, Москва (1980).
21. P. Luo, Q. Hu, and X. Wu, *Metall. Mater. Trans. A* **47**, 1922 (2016).

Anisotropy of the yield strength and structural parameters of nanocrystalline titanium obtained by cryodeformation

V.A. Moskalenko, Yu.M. Pohribnaya,
R.V. Smolianets, and I.S. Braude

Anisotropy of the yield strength of nanocrystalline commercial purity titanium with grain size ~ 45 nm, obtained by the cryomechanical grain fragmentation method, is studied. The experiments in the temperature range 4.2–300 K in the uniaxial compression regime at a nominal plastic deformation rate of $3.5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ was carried out. The temperature dependences of the macroscopic yield strength of the samples with the compression axis along and transverse direction of cryorolling has been obtained. The coefficient of anisotropy of the yield strength is calculated and its temperature dependence is established. The parameter's values of the deformation microstructure in orthogonally planes were determined: the dimensions of the crystallites (coherent scattering region) and the values of microdeformations. Morphological anisotropy of crystals was detected. Compatibility between the calculated and experimental values of the yield strength of the samples deformed in orthogonally direction of the cryorolling, the Hall–Petch ratio, and the detected sizes of the crystallites were found to be in agreement with the calculated values. The anisotropy of the yield strength of nanocrystalline titanium is related to the anisotropy of the shape of such structural elements as grain/crystallite is shown.

PACS: **62.20.-x** Mechanical properties of solids;
61.46.-w Structure of nanoscale materials;
81.07.-b Nanoscale materials and structures: fabrication and characterization.

Keywords: nanocrystalline titanium, anisotropy of the yield strength, morphological anisotropy of crystals.