

PACS: 62.20.Fe

В.В. Калиновский, Л.А. Чиркина, М.Б. Лазарева, В.С. Оковит,
В.И. Соколенко, П.А. Хаймович, А.В. Мац

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ВСЕСТОРОННЕГО СЖАТИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР 77–800 К

ННЦ «ХФТИ», Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий
ул. Академическая 1, г. Харьков, 61108, Украина

Статья поступила в редакцию 10 октября 2012 года

Исследовано влияние деформации методом квазигидроэкструзии с противодавлением (КГЭП) (25%) при 77 и 300 К на характеристики макро- и микротекучности титана марки ВТ1-0 в области 77–800 К. Показано, что КГЭП снижает энергию дефекта упаковки и существенно повышает прочностные характеристики титана. Методом измерения амплитудной зависимости внутреннего трения установлено, что после КГЭП резко увеличиваются параметры микротекучности τ_{br} и τ_{start} по сравнению с исходным состоянием. Температура КГЭП не влияет на степень повышения макро- и микротекучности. Обсуждаются возможные причины особенностей пластического течения титана после деформации в условиях всестороннего сжатия.

Ключевые слова: титан, деформация, всестороннее сжатие, прочность, пластичность, параметры микропластичности, электросопротивление, энергия дефектов упаковки

Досліджено вплив деформації методом квазігідроекструзії з протитиском (КГЕП) (25%) при 77 і 300 К на характеристики макро- й мікротекучості титану марки ВТ1-0 в області 77–800 К. Показано, що КГЕП знижує енергію дефекту пакування й істотно підвищує міцнісні характеристики титану. Методом вимірювання амплітудної залежності внутрішнього тертя встановлено, що після КГЕП різко збільшуються параметри мікротекучості τ_{br} і τ_{start} у порівнянні з вихідним станом. Температура КГЕП не впливає на ступінь підвищення макро- й мікротекучості. Обговорюються можливі причини особливостей пластичної течії титану після деформації в умовах всебічного стиснення.

Ключові слова: титан, деформація, всебічне стиснення, міцність, пластичність, параметри мікропластичності, електроопір, енергія дефектів пакування

Введение

Титан и его сплавы, обладая уникальным сочетанием физико-механических свойств (низкая плотность, высокая прочность и пластичность, коррозионная стойкость во многих агрессивных средах), находят широкое применение как перспективные конструкционные материалы в аэрокосмической технике, химическом машиностроении, медицине и ядерной энергетике [1].

Важной особенностью титана является возможность реализовать пластическое деформирование без нарушения сплошности материала в широкой области температур, включая низкие температуры. Это возможно за счет активного развития как скольжения, так и двойникования [2]. Кроме того, двойникование является одним из способов измельчения структуры титана [2–4].

Для получения титана с высокими физико-механическими свойствами наиболее широко используют разные методы интенсивной пластической деформации, например равноканальное угловое прессование, экструзию с кручением, криомеханическую обработку [5,6], КГЭП или барокриодеформирование [7]. В процессе КГЭП пластическое деформирование осуществляется в области 77–300 К путем создания больших (до ~ 22 kbar) давлений в закрытом объеме и последующего продавливания материала через матрицу посредством промежуточной твердой среды (индия), пластичной при температуре деформирования. Такой способ деформации позволяет добиться максимального диспергирования структуры, что приводит к существенному повышению прочностных свойств материала [8–10].

Целью настоящей работы является исследование физико-механических свойств в области 77–800 К титана марки ВТ1-0 после КГЭП при разных температурах.

Материал и методика исследования

Исследовали технически чистый титан марки ВТ1-0 в трех структурных состояниях: исходном (состояние поставки – лист) и после КГЭП на 25% при 77 и 300 К. В процессе КГЭП титан деформируется в условиях всестороннего сжатия под давлением 22 kbar при 77 К и 12 kbar при 300 К; противодействие при этом составляет соответственно 5.5 и 4 kbar. Приложение противодействия позволяет проводить деформирование материала при более высоком уровне сил всестороннего сжатия по сравнению с обычным квазигидроэкструдированием, снижать вероятность нарушения сплошности материала в очаге деформации и формировать более однородную по объему структуру.

Электронно-микроскопические исследования титана в исходном состоянии и после КГЭП при 77 и 300 К проводили на электронном микроскопе ЭМВ-100БР. Металлографические исследования осуществляли с помощью веб-камеры, соединенной с оптической системой микротвердомера ПМТ-3.

Контроль физико-механических свойств в области 77–800 К титана в исходном состоянии и после КГЭП при 77 и 300 К осуществляли путем измерения механических свойств, модуля сдвига G , амплитудной зависимости

внутреннего трения $\delta(\gamma)$ и относительного удельного электросопротивления $\rho_{77\text{K}}/\rho_{300\text{K}}$. Механические характеристики определяли в условиях активного растяжения со скоростью 10^{-3} s^{-1} . Величину G и зависимость $\delta(\gamma)$ измеряли на обратном крутильном маятнике [11] на частоте $\sim 0.4 \text{ Hz}$ в вакууме 10^{-3} torr . Модуль сдвига определяли в амплитудно-независимой области. Амплитуда деформации при измерении модуля сдвига составляла 10^{-5} . Измерения зависимости $\delta(\gamma)$ выполняли в диапазоне амплитуд $6 \cdot 10^{-6} - 3 \cdot 10^{-4}$, по полученным данным проводили расчет напряжений отрыва дислокаций от точек закрепления τ_{br} и стартовых напряжений работы источников Франка–Рида τ_{start} по формулам [12]:

$$\tau_{\text{br}} = \gamma'_{\text{cr}} G, \quad (1)$$

$$\tau_{\text{start}} = \gamma''_{\text{cr}} G, \quad (2)$$

где γ'_{cr} , γ''_{cr} – амплитуды деформации сдвига соответственно для напряжения отрыва дислокаций от точек закрепления и стартового напряжения работы источников Франка–Рида. Величины γ'_{cr} и γ''_{cr} определяли из зависимости $\delta(\gamma)$; G – модуль сдвига при температуре измерения $\delta(\gamma)$.

Относительное удельное электросопротивление $\rho_{77\text{K}}/\rho_{300\text{K}}$ образцов титана в разных структурных состояниях измеряли при 77 и 300 К потенциометрическим методом.

Результаты и их обсуждение

Микроструктура

Изучение микроструктуры ВТ1-0 в исходном состоянии показало, что материал в состоянии поставки представляет собой поликристалл с равноосными зёрнами с большим разбросом по размерам (от 7 до 75 μm), с максимумом статистического распределения размеров зёрен, соответствующим 22 μm (рис. 1).

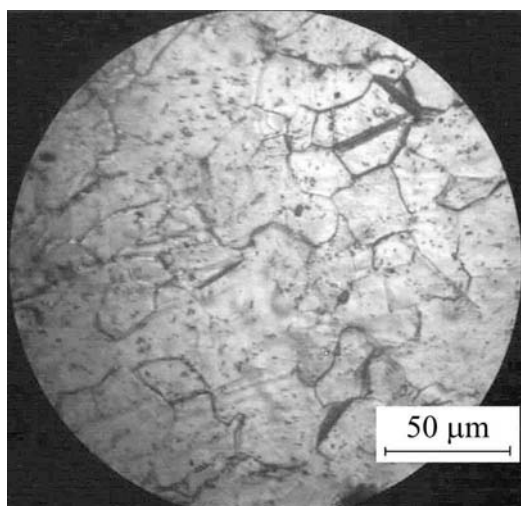


Рис. 1. Структура титана в исходном состоянии

Электронно-микроскопические исследования свидетельствуют, что исходное состояние характеризуется хаотичным распределением дислокаций с редкими скоплениями без признаков термического возврата. Средняя плотность дислокаций N_d по объему составляет $1.5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

В результате КГЭП при 300 К отмечается высокая степень неоднородности накопления дефектов как

от зерна к зерну, так и в теле одного зерна, т.е. достаточно резкая ориентационная зависимость пластического течения элементов субструктуры по отношению к оси продавливания. Доминирующим типом дефектов являются протяженные скопления дислокаций одного знака со средней плотностью $3.8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Наблюдаются редкие, в том числе оборванные, границы. Дислокационные скопления различной концентрации распределены в теле зерен неоднородно (рис. 2,а).

Понижение температуры КГЭП до 77 К приводит к более интенсивному накоплению дислокаций и их активной поляризации. Плотность дислокаций в скоплениях достигает $3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. В отдельных зернах образуются двойниковые прослойки, активное двойникование не наблюдается (рис. 2,б).

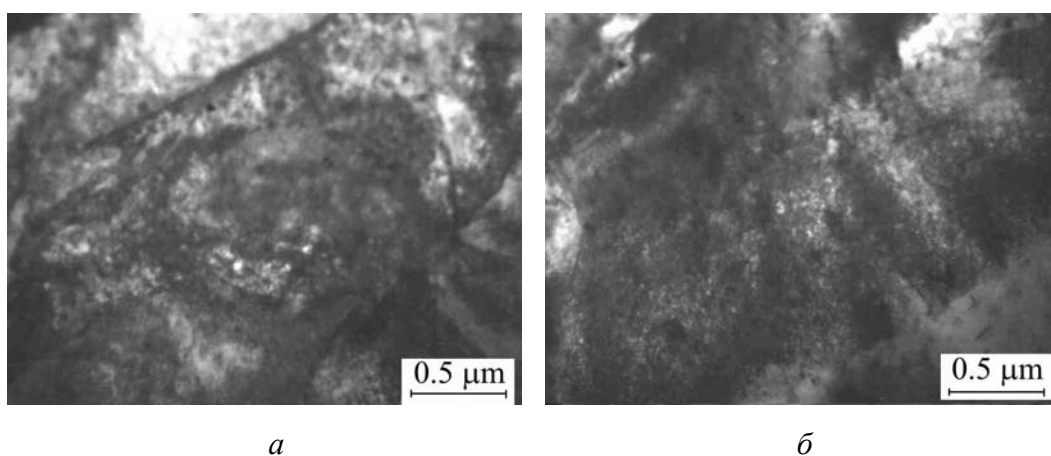


Рис. 2. Микроструктура титана после КГЭП при 300 (а) и 77 К (б)

Плотность хаотично расположенных слабовзаимодействующих дислокаций после КГЭП при обоих значениях температуры составляет $(2.2-2.5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Из сопоставления структуры титана после КГЭП при 77 и 300 К следует, что роль температуры деформации проявляется в основном в формировании более мощных дислокационных зарядов и несколько более высокой их концентрации после КГЭП при 77 К. Отсутствие интенсивного двойникования при низкотемпературном деформировании в процессе КГЭП при 77 К не характерно для титана, пластическая деформация которого путем двойникования активизируется при понижении температуры в условиях растяжения или сжатия, т.е. при наличии одноосного нагружения [3,6,13]. Возмещение двойникования в процессе КГЭП обусловлено наличием всестороннего сжатия высокого уровня, которое практически нивелирует роль температуры деформации в развитии двойникования.

Механические характеристики

На рис. 3 приведены температурные зависимости предела пропорциональности σ_{pr} (рис. 3,а), предела текучести $\sigma_{0,2}$ (рис. 3,б) и предела прочности σ_b (рис. 3,в) для всех рассматриваемых состояний титана.

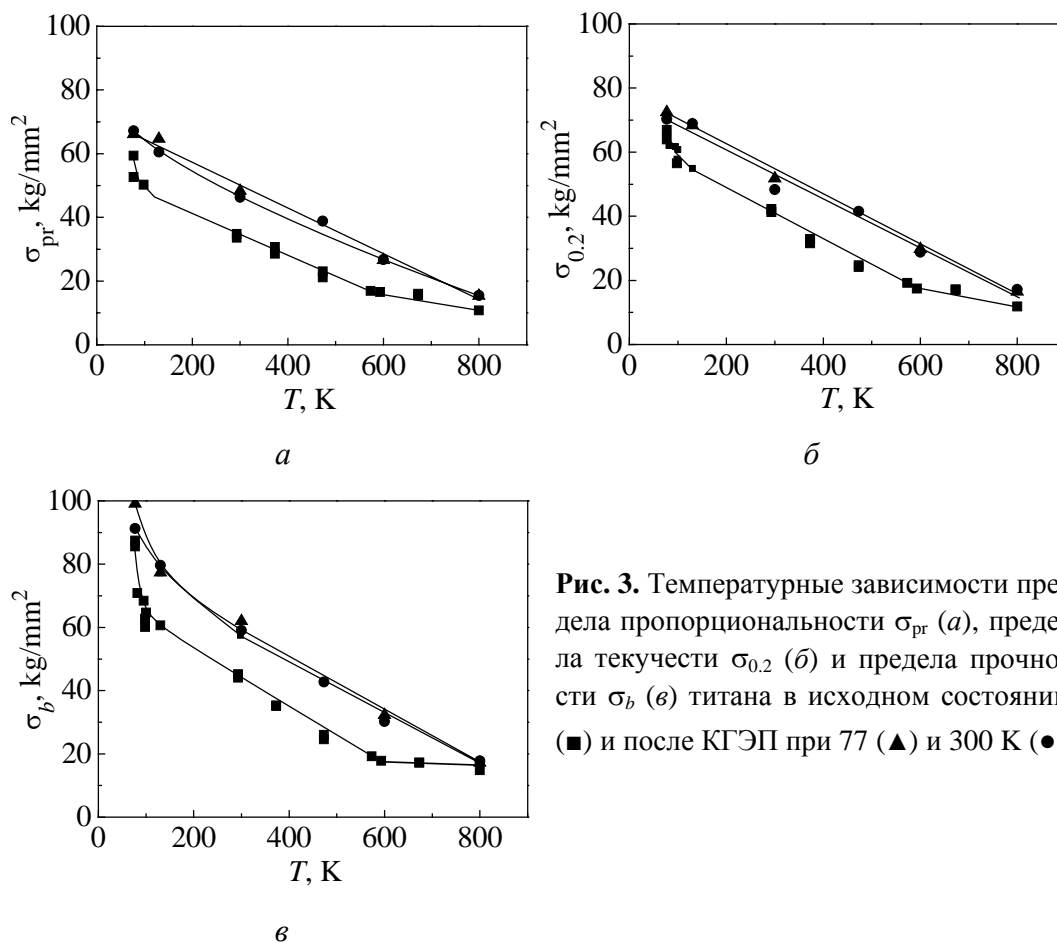


Рис. 3. Температурные зависимости предела пропорциональности σ_{pr} (а), предела текучести $\sigma_{0.2}$ (б) и предела прочности σ_b (в) титана в исходном состоянии (■) и после КЭП при 77 (▲) и 300 К (●)

Для исходного состояния титана наблюдаются три температурные области (77–130, 130–600 и 600–800 К), в которых характер пластического течения материала различен (рис. 3). В первой области повышение температуры деформирования приводит к резкому понижению всех прочностных характеристик. Для области 130–600 К характерна линейная зависимость, убывающая с ростом температуры. В области 600–800 К наблюдается атермический характер всех прочностных параметров. Температура перехода термоактивируемого пластического течения к атермическому T_0 соответствует 600 К.

Предварительная деформация в условиях всестороннего сжатия при 77 и 300 К привела к существенному росту прочностных характеристик, равному ~ 40% при 300 К по сравнению с исходным состоянием (рис. 3). Кроме того, КЭП изменяет характер температурных зависимостей σ_{pr} , $\sigma_{0.2}$ и σ_b по сравнению с исходным состоянием: в области 77–130 К КЭП подавляет резкую температурную зависимость σ_{pr} и $\sigma_{0.2}$ и заметно уменьшает ее для σ_b ; в интервале 130–800 К после деформации в условиях всестороннего сжатия при 77 и 300 К зависимость всех прочностных характеристик имеет одностадийный линейно-убывающий характер.

Согласно [14] температурно-зависимая часть $\sigma(T)$ определяется термоактивируемыми процессами движения дислокаций, происходящими путем поперечного скольжения. В области атермической зависимости $\sigma(T)$ основным механизмом пластической деформации является переползание дислокаций. Наличие одностадийного термоактивируемого характера зависимости $\sigma(T)$ в области 130–800 К после КГЭП на 25% при 77 и 300 К означает, что для деформированного в условиях всестороннего сжатия титана температура перехода пластического течения от термоактивируемого к атермическому механизму деформации T_0 смещена в сторону высоких температур.

Температура T_0 согласно [14] определяется величиной энергии дефекта упаковки. Смещение температуры T_0 в сторону высоких температур является результатом уменьшения энергии дефекта упаковки, т.е. увеличения ширины расщепления дислокаций [14]. Поэтому сдвиг T_0 в сторону высоких температур для предварительно деформированного методом КГЭП титана по сравнению с исходным состоянием означает, что деформация в условиях всестороннего сжатия при 77 и 300 К уменьшает энергию дефекта упаковки титана.

Повышение прочностных характеристик в результате деформации в условиях всестороннего сжатия может быть следствием как повышения общего уровня дефектности кристаллической решетки, так и увеличения степени расщепления дислокаций по сравнению с исходным состоянием.

Важно отметить, что степень увеличения σ_{pr} , $\sigma_{0.2}$ и σ_b деформированных образцов не зависит от температуры КГЭП. Эти данные подтверждаются результатами измерений относительного удельного электросопротивления (таблица).

Таблица

Значения относительного удельного электросопротивления титана в исходном состоянии и после КГЭП на 25%

Состояние материала	ρ_{77}/ρ_{300}
Исходное	0.186
КГЭП на 25% при:	
77 К	0.215
300 К	0.210

На рис. 4 приведена температурная зависимость относительного удлинения $\varepsilon(T)$ титана в трех структурных состояниях. Из рисунка видно, что для титана в исходном состоянии температурная зависимость относительного удлинения $\varepsilon(T)$ в области 77–800 К имеет немонотонный характер: при 77 К наблюдается максимальная пластичность, достигающая 40%; при повышении температуры испытаний до 200 К происходит уменьшение запаса пластичности до 6%; в интервале 300–600 К проявляется высокий пик пластичности с максимумом на уровне 18% при 475 К; в области 600–800 К пластичность практически не меняется и равна ~ 1%.

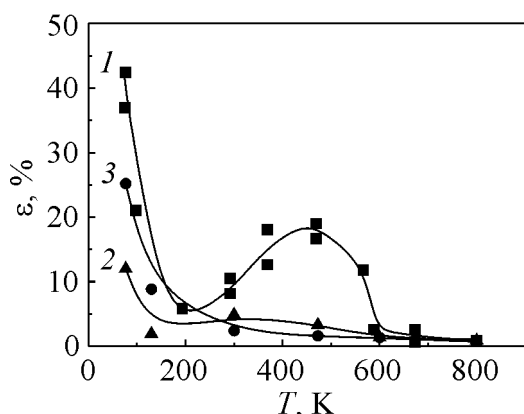


Рис. 4. Температурная зависимость относительного удлинения титана в исходном состоянии (■) и после КГЭП при 77 (▲) и 300 К (●)

Следует отметить, что для исходного состояния титана в температурном интервале 77–130 К наблюдаются одновременно высокие значения как пластичности, так и прочности (рис. 4, 3), что наблюдалось и в работах [2,13,15].

Деформирование в условиях всестороннего сжатия снижает пластичность титана в области 77–300 К и устраняет пик пластичности в интервале 300–600 К по сравнению с исходным состоянием. Причем при 77 К пластичность титана после КГЭП при 300 К снижается по сравнению с исходным состоянием на 38%, а после КГЭП при 77 К – в три раза.

Важным является тот факт, что в области 300–800 К изменения пластичности (рис. 4), как и прочности (рис. 3), не зависят от температуры КГЭП.

Следует отметить, что верхняя температурная граница пика пластичности (600 К) для титана в исходном состоянии совпадает с температурой T_0 на зависимости $\sigma(T)$, характеризующей смену механизма пластической деформации от термоактивируемой к атермической (см. рис. 3). Пик пластичности наблюдается именно в области интенсивной термической активации, облегчающей процессы поперечного скольжения. Высокая пластичность титана в области 300–600 К может быть связана также с тем, что в этой области температур скольжение может развиваться по многим системам [16], что активизирует развитие поперечного скольжения.

Причиной низкого уровня пластичности титана после деформации в условиях всестороннего сжатия методом КГЭП может быть подавление процессов поперечного скольжения из-за уменьшения энергии дефектов упаковки после КГЭП.

Амплитудная зависимость

Согласно [17] способность к пластической деформации металлов с ГПУ-решеткой определяется легкостью размножения дислокаций и их распространения по плоскостям скольжения. Для определения энергетических параметров дислокационной структуры τ_{br} и τ_{start} титана в исходном состоянии и после КГЭП при 77 и 300 К были проведены измерения $\delta(\gamma)$ и G в области 77–800 К. Однако применить модель Гранато–Люкке [18] при обработке зависимостей $\delta(\gamma)$ оказалось возможным лишь в области 77–500 К для исходного состояния титана и в области 77–300 К после КГЭП при 77 и 300 К. Это связано с тем, что при $T > 500$ К для исходного состояния и при $T > 300$ К для титана после КГЭП с увеличением амплитуды крутильных колебаний γ

наблюдался не рост зависимости $\delta(\gamma)$, что соответствует теории Гранато–Люкке, а падение или независимость $\delta(\gamma)$.

Невозможность применения модели Гранато–Люкке в ряде случаев наблюдали также в [19,20]. Как указывалось в этих работах, модель Гранато–Люкке имеет ограничения при анализе результатов измерения $\delta(\gamma)$ ввиду изменения характера колебаний дислокационной петли при внешних знакопеременных напряжениях в результате изменения степени подвижности и концентрации вакансий и атомов внедрения или изменения химического состава материала при повышении температуры измерения $\delta(\gamma)$.

На рис. 5 приведены температурные зависимости напряжения отрыва дислокаций от точек закрепления τ_{br} и напряжения начала работы источников Франка–Рида τ_{start} титана в трех структурных состояниях в температурных областях допустимого применения модели Гранато–Люкке: в области 77–500 К для титана в исходном состоянии и в области 77–300 К для титана после КГЭП.

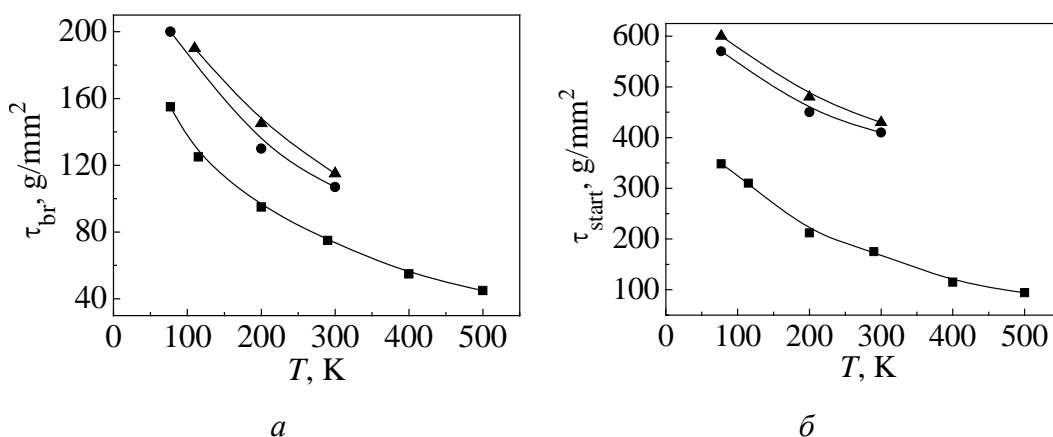


Рис. 5. Температурная зависимость напряжения отрыва дислокаций от точек закрепления τ_{br} (а) и напряжений начала работы источников Франка–Рида τ_{start} (б) в титане в исходном состоянии (■) и после КГЭП при 77 (▲) и 300 К (●)

Как видно из рис. 5, КГЭП приводит к повышению сдвиговых напряжений τ_{br} на 50%, а τ_{start} на 70% по сравнению с исходным состоянием титана. Температура КГЭП практически не влияет на величины τ_{br} и τ_{start} , что соответствует результатам измерения прочностных характеристик и относительного удельного сопротивления (см. рис. 3 и таблицу). Рост сдвиговых напряжений τ_{br} для титана, прошедшего деформацию в условиях всестороннего сжатия, по сравнению с τ_{br} титана в исходном состоянии может быть обусловлен существенным увеличением массопереноса точечных дефектов в упругие поля напряжений вокруг дислокаций [21], т.е. дополнительного закрепления дислокаций из-за роста коэффициента диффузии после КГЭП. Повышение τ_{start} после КГЭП может быть связано с уменьшением длины дислокационной петли с «жестким» закреплением за счет увеличения плот-

ности дислокаций разных систем скольжения, что подтверждается результатами электронной микроскопии.

Приведенные данные изменения параметров микротекучести в области 77–500 К для исходного состояния титана и после КГЭП подобны температурным зависимостям макротекучести, что соответствует модели пластической деформации металлов с ГПУ-решеткой.

Выводы

1. Изучено влияние КГЭП на 25% при 77 и 300 К в условиях всестороннего сжатия на структуру и механические свойства титана марки ВТ1-0 в области 77–800 К.

2. Установлено, что КГЭП при 77 и 300 К снижает энергию дефекта упаковки и существенно повышает прочностные характеристики титана в области 77–700 К. Показано, что температура деформирования в условиях всестороннего сжатия методом КГЭП на 25% не влияет на величину изменения механических свойств титана в области 77–800 К, что свидетельствует о подобии структуры хаотично распределенных дислокаций после КГЭП при 77 и 300 К.

3. Показано, что после КГЭП при 77 и 300 К температурная зависимость прочностных характеристик титана в области 130–800 К имеет только термоактивируемый характер в отличие от двухстадийного характера температурной зависимости механических свойств титана в исходном состоянии.

4. Электронно-микроскопические исследования показали, что всестороннее сжатие при высоких (~ 22 kbar) давлениях подавляет двойникование в процессе КГЭП при 77 К, характерное для деформации титана при низких температурах в случае одноосного нагружения. Влияние температуры деформации путем КГЭП при 77 и 300 К проявляется в формировании более мощных дислокационных зарядов и более высокой их концентрации после КГЭП при 77 К. Плотность хаотически распределенных дислокаций после КГЭП при 77 и 300 К практически одинакова, что подтверждается результатами измерения $\delta(\gamma)$.

5. Методом измерения $\delta(\gamma)$ показано, что КГЭП при 77 и 300 К существенно увеличивает параметры микротекучести τ_{br} и τ_{start} по сравнению с исходным состоянием, причем температура КГЭП не влияет на степень повышения τ_{br} и τ_{start} , что коррелирует с изменениями прочностных характеристик после КГЭП при 77 и 300 К.

6. Установлено, что при изучении энергетических параметров дислокационной структуры в широкой области температур могут быть введены ограничения использования модели Гранато–Люкке, обусловленные развитием различных механизмов микротекучести при внешних знакопеременных напряжениях в широком интервале температур.

Работа частично выполнялась в рамках проекта № 10-08-12 Фонда фундаментальных исследований РАН и НАН Украины.

1. С.Г. Глазунов, В.Н. Моисеев, Конструкционные титановые сплавы, Металлургия, Москва (1974).
2. Б.А. Колачев, Физическое металловедение титана, Металлургия, Москва (1976).
3. И.М. Неклюдов, В.И. Соколенко, Л.А. Чиркина, Г.П. Ковтун, И.Ф. Борисова, В.В. Калиновский, Д.Г. Малыхин, Э.Н. Метоледи, В.С. Оковит, Металлофиз. новейшие технол. **29**, 359 (2007).
4. И.С. Брауде, Н.Н. Гальцов, В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, ФНТ **37**, 1307 (2011).
5. R.Z. Valiev, Yu. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, and Y.T. Zhu, JOM **58**, 33 (2006).
6. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Москаленко, ФНТ **35**, 1160 (2009).
7. P.A. Khaitovich, Russian Phis. J. **50**, 1079 (2007).
8. П.А. Хаймович, Материалы научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций», Оренбург, **1**, 33 (2008).
9. А.В. Мац, П.А. Хаймович, ФТВД **19**, № 1, 69 (2009).
10. Е.В. Черняева, П.А. Хаймович, А.М. Полянский, В.А. Полянский, Д.Л. Мерсон, Е.Г. Замлер, Ю.А. Яковлев, ЖТФ **81**, вып. 4, 131 (2011).
11. И.А. Гиндин, В.И. Коваленко, В.С. Оковит, Я.Д. Стародубов, Л.А. Чиркина, Заводская лаборатория **36**, 1397 (1970).
12. М.А. Криштал, С.А. Головин, С.И. Архангельский, в кн.: Внутреннее трение в металлах и сплавах, Наука, Москва (1966).
13. В.И. Старцев, В.Я. Ильичев, В.В. Пустовалов, Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах, Металлургия, Москва (1975).
14. Р. Бернер, Г. Кронмюллер, Пластическая деформация монокристаллов, Мир, Москва (1969).
15. Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, А.А. Буханова, Механические свойства титана и его сплавов, Металлургия, Москва (1974).
16. И.И. Папиров, Г.Ф. Тихинский, Пластическая деформация бериллия, Атомиздат, Москва (1973).
17. W. Taysen, Acta metall. **15**, 574 (1967).
18. А. Гранато, К. Люкке, в кн.: Ультразвуковые методы исследования дислокаций, Изд-во иностр. лит., Москва (1963).
19. В.А. Степанов, В.А. Челноков, ФТТ **10**, 230 (1968).
20. В.А. Челноков, В.А. Степанов, Н.Л. Кузьмин, ФТТ **12**, 841 (1970).
21. Е.Д. Мартынов, В.И. Трефилов, С.А. Фирстов, ДАН СССР **176**, 1276 (1967).

V.V. Kalinovsky, L.A. Chirkina, M.B. Lazareva, V.S. Okovit, V.I. Sokolenko,
P.A. Naumovich, A.V. Mats

EFFECT OF STRAIN UNDER CONDITIONS OF UNIFORM COMPRESSION ON THE PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF TITANIUM IN THE TEMPERATURE RANGE OF 77–800 K

The effect of deformation by quasihydroextrusion with counter-pressure (QHEC), creating conditions of hydrostatic compression to 22 kbar at 77 K and 12 kbar at 300 K, on characteristics of macro- and microyielding of titanium VT1-0 was studied.

In the temperature range of 77–800 K, control of physical and mechanical properties of titanium in the initial state and after QHEC to 25% at 77 and 300 K was carried out by measuring the temperature dependences of the mechanical properties, shear modulus, the relative resistivity (ρ_{77}/ρ_{300}) and assessment of energy and structural states of the dislocation structure by measuring the amplitude dependence of internal friction $\delta(\gamma)$ and electron microscopy.

It was shown that VT1-0 in the initial state was characterized by a sharp increase in the strength and ductility in the area of 130–77 K, the presence of thermally activated dependence of the strength within the range of 77–600 K and athermal dependence at 600–800 K. High strength and ductility of VT1-0 in the initial state at 77 K was provided by active development of twinning.

QHEC enhanced strength properties in the range of 100–700 K, suppressed sharp rise at 77 K and held thermally activated nature of the dependence of proportional limit, yield strength and tensile strength in the entire temperature range studied (77–800 K), that indicated a decrease in the stacking fault energy of titanium after QHEC at 77 and 300 K.

It was found that at 300 K, QHEC reduced ductility of titanium by 38% in the case of extension at 77 K compared to the initial state and after QHEC at 77 K, the ductility was reduced threefold, probably due to the suppression of twinning after QHEC.

Electron microscopy studies confirmed that QHEC significantly reduced the tendency to twinning in the subsequent low-temperature deformation.

By measuring $\delta(\gamma)$ it was found that 25% QHEC at 77 and 300 K increased microyielding parameters (voltage of separation of dislocations from pinning points and start of Frank–Read sources) compared with the initial VT1-0, as well as macroscopic characteristics of strength (σ_{pr} , $\sigma_{0.2}$ and σ_b).

It was found that the model of Granato–Lücke could not be used within a wide temperature range in the course of the analysis of the temperature dependence of internal friction of titanium after deformation under hydrostatic compression.

Keywords: titanium, deformation, hydrostatic compression, strength, plasticity, parameters of microplasticity, relative electrical resistance

Fig. 1. The structure of the titanium in the initial state

Fig. 2. Microstructure of the titanium after QHEC at 300 (a) and 77 K (b)

Fig. 3. The temperature dependence of the proportional limit stress σ_{pr} (a), yield strength $\sigma_{0.2}$ (b) and ultimate strength σ_b (c) of the titanium in the initial state (■) and after QHEC at 77 (▲) and 300 K (●)

Fig. 4. The temperature dependence of the relative elongation of the titanium in the initial state (■) and after QHEC at 77 (▲) and 300 K (●)

Fig. 5. Temperature dependence of the stress of dislocation breakaway from pinning points τ_{br} (a) and of the stress of the start of work of Frank–Read sources τ_{start} (b) in the titanium in the initial state (■) and after QHEC at 77 (▲) and 300 K (●)