

PACS numbers: 06.60.Vz, 62.20.F-, 62.20.Qp, 62.40.+i, 62.50.-p, 81.40.Ef, 81.40.Lm

Влияние различных видов деформации на физико-механические свойства ГПУ- и ГЦК-металлов и сплавов

В. В. Калиновский, М. Б. Лазарева, Д. Г. Малыхин, А. В. Мац,
В. С. Оковит, В. И. Соколенко, Л. А. Чиркина

*ННЦ «Харьковский физико-технический институт»,
Институт физики твёрдого тела, материаловедения и технологий,
ул. Академическая, 1,
61108 Харьков, Украина*

Представлен обзор о влиянии различных видов деформации с отличающимися эпюрами напряжений (прокаткой, волочением, деформацией в условиях всестороннего сжатия методом квазигидроэкструзии (КГЭ) и последовательного сочетания волочения и КГЭ при 77 К и 300 К) на разные физико-механические свойства металлов и сплавов: ГПУ (Hf, Zr, Ti) и ГЦК (Al–Mg–Li, аустенитная сталь 06X16H15M3B). Показаны отличия уровня прочности, скорости накопления деформационных дефектов и характера анизотропии их распределения в объёме деформированного материала после волочения, прокатки и КГЭ. На примере стали 06X16H15M3B установлена целесообразность использования последовательного сочетания деформации волочением и квазигидроэкструзией для более существенного повышения прочности стали, чем после каждого отдельно взятого вида деформации. Обнаружено снижение энергии дефекта упаковки титана, т.е. расщепление дислокаций в результате деформирования в условиях всестороннего сжатия на 25% при 77 К и 300 К. Установлено аномальное увеличение модуля сдвига после деформации титана в условиях всестороннего сжатия. Обсуждаются механизмы влияния различных видов деформации на физико-механические свойства металлов и сплавов.

Представлено огляд впливу різних видів деформації з відмінними епюрами напруг (вальцюванням, волочінням, деформацією в умовах всебічного стиснення методою квазигідроекструзії (КГЕ) та послідовним поєднанням волочіння і КГЕ при 77 К та 300 К) на різні фізико-механічні властивості металів і сплавів: ГЦП (Hf, Zr, Ti) та ГЦК (Al–Mg–Li, аустенітна криця 06X16H15M3B). Показано відмінності рівня міцності, швидкості накопичення деформаційних дефектів і характеру анизотропії їх розподілу в об'ємі деформованого матеріалу після волочіння,

прокатки та КГЕ. На прикладі сталі 06X16H15M3B встановлено доцільність використання послідовного поєднання деформації волочінням і квазігідроекструзією для більш істотного підвищення міцності криці, ніж після кожного окремо взятого виду деформації. Виявлено зниження енергії дефекту пакування титану, тобто розщеплення дислокацій в результаті деформування в умовах всебічного стиснення на 25% при 77 К та 300 К. Встановлено аномальне збільшення модулю зсуву після деформації титану в умовах всебічного стиснення. Обговорюються механізми впливу різних видів деформації на фізико-механічні властивості металів і сплавів.

We present an overview of the influence of different types of deformation with different stress distributions (rolling, drawing, deformation by hydrostatic compression method of quasi-hydroextrusion (QHE) and sequential combination of drawing and QHE at 77 K and 300 K on different physical and mechanical properties of metals and alloys: h.c.p. (Hf, Zr, Ti) and f.c.c. (Al–Mg–Li, 06X16H15M3B austenitic steel). The differences in the level of strength, the rate of accumulation of deformation defects, and the anisotropy of their distribution within the bulk of deformed material after drawing, rolling, and QHE are revealed. For the 06Kh16N15M3B steel as an example, we established the reasonability to use a sequence of a combined deformation by drawing with quasi-hydroextrusion for a significant increase in the strength of steel, than that after each individual type of deformation. We revealed the 25%-lowering of the stacking fault energy of titanium, *i.e.* splitting of dislocations due to the deformation under the uniform compression at 77 K and 300 K. The abnormal increase in shear modulus after the deformation of titanium by hydrostatic compression is revealed. Finally, we discuss the mechanisms of the influences of different types of deformation on mechanical properties of metals and alloys.

Ключевые слова: прокатка, волочение, квазигидроэкструзия, структура, дефекты упаковки.

(Получено 22 декабря 2014 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Важной задачей современного материаловедения является улучшение свойств конструкционных и функциональных материалов. Известно, что физико-механические характеристики металлов и сплавов, в частности, прочность, пластичность, степень их термостойкости определяются спектром дефектов кристаллической решётки и их изменениями при различных видах внешних воздействий.

Для улучшения эксплуатационных свойств металлов и сплавов применяются различные способы термомеханических обработок, основной задачей которых является создание структур с высокой

концентрацией широкого спектра деформационных дефектов кристаллического строения, что может определять фрагментирование структуры и получение наноструктурного состояния [1].

Для достижения этих целей в настоящее время используют методы интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением [2], прокаткой [3], волочением [4, 5], равноканальным угловым прессованием (РКУП) по схеме «Конформ» в комбинации с волочением [6] и др. Важная роль в решении проблемы создания перспективных функциональных нанокристаллических материалов, сочетающих высокую прочность и достаточный запас пластичности, принадлежит методу гидроэкструзии [7] и квазигидроэкструзии [8]. Обработка металлов высоким гидростатическим давлением в условиях всестороннего сжатия является одним из перспективных методов получения функциональных наноматериалов, имеющих уникальные физико-механические свойства [9].

В настоящей работе рассматривается влияние различных видов деформационных воздействий с разными эпюрами напряжений и их сочетания на физико-механические свойства и структуру ряда ГПУ-металлов (Hf, Zr, Ti), сплава Al–Mg–Li и аустенитной стали 06X16H15M3B, имеющих ГЦК-решётку.

2. МАТЕРИАЛЫ, ВИДЫ ДЕФОРМАЦИЙ, МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследований применялись нижеследующие материалы:

- (1) Hf марки ГФЭ-1 чистотой 99,9%, полученный с применением кальциетермической технологии;
- (2) Zr йодидный электронно-лучевой плавки;
- (3) технически чистый титан марки BT1-0;
- (4) Al–Mg–Li сплав 1420;
- (5) аустенитная сталь 06X16H15M3B.

Применялись следующие виды деформационных воздействий:

- (а) прокатка и волочение, которые характеризуются сложными эпюрами напряжений и отсутствием условий всестороннего сжатия;
- (б) деформация в условиях всестороннего сжатия методом квазигидроэкструзии (КГЭ);
- (в) последовательное сочетание 1-го и 2-го видов деформации.

Прокаткой деформировались:

- (а) Zr при 300 и 77 К на 90%;
- (б) Hf при 673 К на 55%;
- (в) титан BT1-0 при 300 и 77 К до 25%;
- (г) Al–Mg–Li сплав 1420 при 77 К от 6,5 до 38%.

Деформация волочением проводилась на стали 06X16H15M3B при 77 К от 25 до 70%.

Деформации в условиях всестороннего сжатия путём квазигид-

роэкструзии подвергались:

- (а) титан ВТ1-0 при 300 и 77 К на 25% при давлениях 8,0 кбар, 12,0 кбар, 16,5 кбар и 22 кбар;
- (б) Al–Mg–Li сплав 1420 при 77 К от 17,5% до 60% при давлениях от 15 до 24 кбар;
- (в) сталь 06Х16Н15МЗБ при 77 К от 25% до 70% при давлениях от 12 кбар до 33 кбар.

Последовательное сочетание волочения и квазигидроэкструзии при 77 К в диапазоне степеней деформации от 25% до 70% осуществлялось на стали 06Х16Н15МЗБ.

Контроль разных физико-механических свойств металлов и сплавов после различных видов деформационных воздействий проводился путём определения характеристик прочности и пластичности, измерения относительного удельного электросопротивления ($\rho_{77\text{ К}}/\rho_{300\text{ К}}$), модуля сдвига (G), микротвёрдости (H_μ), амплитудной зависимости внутреннего трения (АЗВТ) и геометрических и энергетических параметров микроструктуры. Электронно-микроскопические исследования выполнялись на электронном микроскопе ЭМВ-100БР. Для металлографических исследований использовали микроскоп микротвердомера ПМТ-3. Микротвёрдость измеряли при нагрузке $P = 1$ Н. Относительное удельное электросопротивление образцов определяли потенциометрическим методом. Модуль сдвига и АЗВТ измеряли на установке типа обратного крутильного маятника [10] на частоте $\sim 0,3$ Гц. Модуль сдвига измеряли в амплитудно-независимой области в интервале 77–750 К и рассчитывали по формуле:

$$G = \frac{128\pi L I f^2}{d^4}, \quad (1)$$

где L — длина образца, d — диаметр образца, I — момент инерции крутильного маятника, f — частота колебаний.

Измерения зависимости внутреннего трения (δ_H) от амплитуды деформации (γ) проводили в диапазоне амплитуд $\gamma = 2 \cdot 10^{-5} - 3 \cdot 10^{-4}$ в области 77–600 К. По данным измерения АЗВТ рассчитывали микроструктурные параметры: длину дислокационных сегментов L_N с «жёстким» закреплением, образующихся при пересечении дислокаций разных систем скольжения, и стартовые напряжения работы источников Франка–Рида ($\tau_{\text{старт}}$).

Количественные оценки структурных параметров из зависимостей $\delta_H(\gamma)$ проведены в рамках модели Гранато–Люкке [11–15], согласно которой

$$\delta_H = \frac{C_1}{\gamma} \exp\left(-\frac{C_2}{\gamma}\right), \quad (2)$$

где δ_H — амплитудно-зависимое внутреннее трение; γ — текущая амплитуда деформации сдвига; $C_1 = NL_N^3/L_c^2$; $C_2 = k\eta a/L_c$, где N — плотность дислокаций; L_c — длина дислокационного сегмента, определяемая примесями; $k = 1/50$ — ориентационный фактор; η — параметр размерного несоответствия [16]¹, α — параметр решётки для ГПУ-металлов (вдоль оси c). При перестройке амплитудной зависимости внутреннего трения $\delta(\gamma)$ в логарифмических координатах $\ln(\delta_H\gamma) = f(1/\gamma)$ выражение (2) трансформируется на графике в прямую линию с углом наклона, равным C_2 , отсекающую на оси ординат отрезок, равный C_1 .

Стартовые напряжения работы источников Франка–Рида вычисляли по формуле [15]:

$$\tau_{\text{старт}} = \gamma''_{\text{кр}} G = \frac{Gb}{L_N}, \quad (3)$$

где $\gamma''_{\text{кр}}$ — амплитуда деформации сдвига, соответствующая напряжению начала работы источника Франка–Рида. Величина $\gamma''_{\text{кр}}$ определяется из экспериментальных зависимостей $\delta(\gamma)$.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Деформация прокаткой и волочением

Деформация прокаткой и волочением приводят к существенному увеличению прочностных характеристик и электросопротивления, причём эффект возрастает с понижением температуры деформации от 300 К до 77 К [3–5, 17–20]. Для Zr, деформированного прокаткой на большие степени ($\delta = 90\%$) при 300 К и 77 К, прирост микротвёрдости и электросопротивления составляет $\sim 20\%$ и $\sim 40\%$ соответственно (рис. 1, *a*, *б*), что обусловлено формированием высокодефектной структуры [3].

Согласно [3], в результате прокатки Zr на 90% при 300 К создаётся нанометровая структура, в которой наблюдается высокая плотность равномерно распределённых дислокаций ($\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$) с областями ~ 100 нм, свободными от дислокаций. Эти области сильно разориентированы друг относительно друга и разделены размытыми границами, насыщенными дислокациями (рис. 2).

На примере аустенитной стали [19] отметим более высокий уровень прочности после деформации волочением (рис. 3, кривая

¹Согласно [16] $\eta = (r_{\text{пр}} - r_0)/r_0$, где $r_{\text{пр}}$ — радиус примесного атома, r_0 — радиус атома растворителя в случае раствора замещения; в случае раствора внедрения r_0 — радиус той поры основного металла растворителя, в которой располагается атом внедрения.

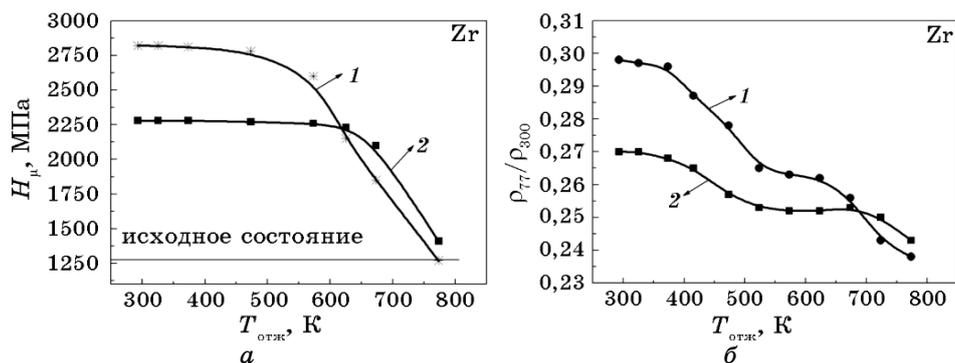


Рис. 1. Зависимости микротвёрдости (а) и относительного удельного электросопротивления (б) от температуры изохронных отжигов (1 ч) циркония, деформированного прокаткой на 90% при 300 К и 77 К [3]; 1 — $T_{нд} = 77$ К; 2 — $T_{нд} = 300$ К.

1) по сравнению с деформацией квазигидроэкструзией (рис. 3, кривая 2), осуществляемой в условиях всестороннего сжатия при тех же степенях и температуре деформирования.

Характерным для прокатки и волочения является также и низкая термоустойчивость физико-механических свойств металлов и сплавов, усиливающаяся при понижении температуры деформации (рис. 1, а, б) [3]. Это может быть обусловлено более высокой скоростью и уровнем накопления внутренних напряжений и концентрации деформационных дефектов, чем в случае деформации в условиях всестороннего сжатия при одних и тех же температурах и степенях деформации, о чем свидетельствуют данные изменения удельного электросопротивления от степени деформации прокаткой и квазигидроэкструзией сплава Al–Mg–Li (рис. 4) [20]. Из рисунка 4 видно, что высокий уровень ρ_{77}/ρ_{300} , который достигается прокаткой на 38%, можно получить путём

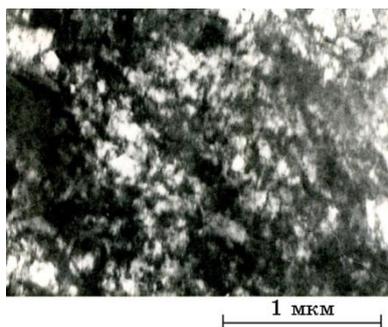


Рис. 2. Структура Zr, деформированного прокаткой на 90% при 300 К [3].

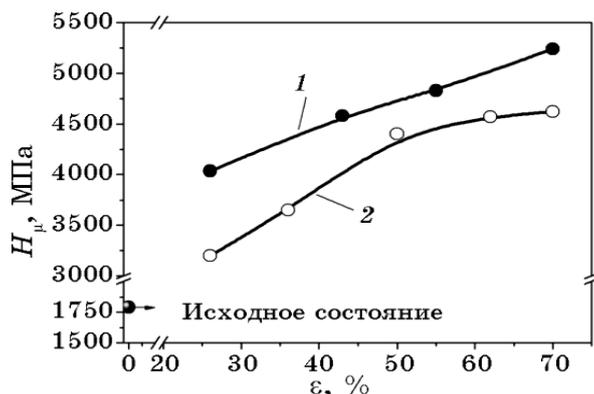


Рис. 3. Зависимости микротвёрдости стали 06X16H15M3B от степени деформации волочением (1) и квазигидроэкструзией (2) при 77 К [19].

всестороннего сжатия только после деформации на 60%.

Особенностью, характерной для прокатки и волочения, является также ярко выраженная анизотропия распределения механических свойств по сечению образца (рис. 5).

Из рисунка 5, а следует, что в результате прокатки Hf при 400°C на 55% и отжига при 1100°C наблюдается ярко выраженная анизотропия микротвёрдости (H_{μ}), что может быть связано с разной скоростью диффузии точечных дефектов, особенно при адсорбции газовых примесей в процессе высокотемпературного отжига, а также анизотропией распределения линейных дефектов на разных плоскостях вдоль и поперёк прокатки [21]. Неоднородность распределения дефектов по сечению образца характерна

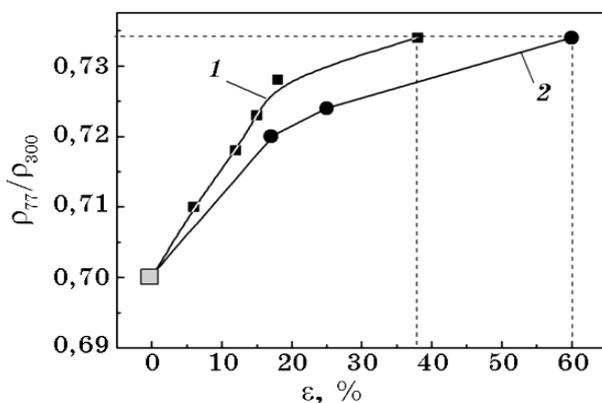


Рис. 4. Относительное удельное электросопротивление ($\rho_{77\text{ К}}/\rho_{300\text{ К}}$) сплава Al-Mg-Li в зависимости от степени деформации прокаткой при 77 К (1) и квазигидроэкструзией при 77 К (2) [20].

и для волочения (рис. 5, б) [22].

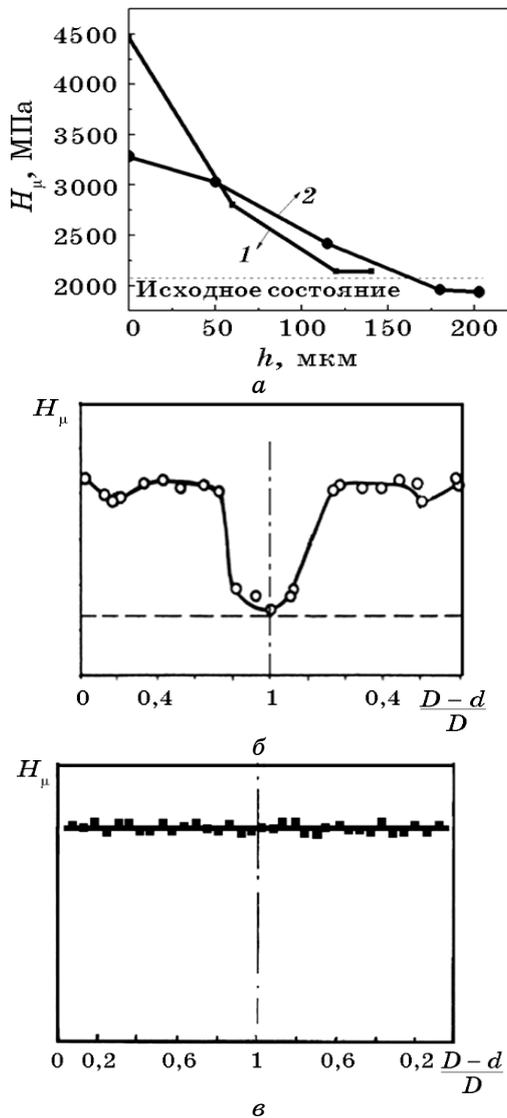


Рис. 5. Зависимость уровня микротвёрдости (а) образцов гафния, прокатанных на 55% при температуре 400°C и отожжённых при 1100°C (5 ч) в вакууме $1 \cdot 10^{-5}$ Торр, от величины снятого с поверхности слоя для плоскости прокатки (1) и плоскости, перпендикулярной направлению прокатки (2) [21]; (б) — изменение уровня микротвёрдости в относительных единицах по сечению образца ванадия после деформации волочением [22] и (в) после деформации стали X18H10T в условиях всестороннего сжатия [8].

В то же время в результате деформации КГЭ, которая реализуется в условиях всестороннего сжатия, в сечении образца наблюдаются практически одинаковые значения H_{μ} (рис. 5, *в*), что свидетельствует о высокой степени однородности распределения деформационных дефектов в процессе квазигидроэкструзии [8].

3.2. Деформация в условиях всестороннего сжатия

Влияние деформации в условиях всестороннего сжатия на физико-механические свойства в области 77–800 К было детально изучено на титане марки ВТ1-0. Деформация на 25% при 77 К и 300 К осуществлялась методом квазигидроэкструдирования [23, 24]. Физико-механические свойства исследовались на образцах в 5 структурных состояниях: исходном (состояние поставки) и после квазигидроэкструдирования при давлениях 22 кбар и 16,5 кбар при 77 К и 12 кбар и 8 кбар при 300 К. Повышение давления достигалось путём приложения противодействия, что позволяло деформировать металлы и сплавы без разрушения материала при низких температурах. Деформацию квазигидроэкструдированием без противодействия будем обозначать КГЭ, с противодействием — КГЭП.

Металлографические и электронно-микроскопические исследования показали, что титан в исходном состоянии представляет собой поликристалл с равноосными зёрнами с размерами от 7 до 75 мкм, со средней плотностью дислокаций $N_d = 1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

В результате КГЭ ($T = 300 \text{ К}$; $P = 8 \text{ кбар}$) отмечается высокая степень неоднородности накопления дефектов как от зерна к зерну, так и в теле одного зерна (рис. 6, *а*). Доминирующим типом дефектов являются протяжённые скопления дислокаций одного знака со средней плотностью $N_d = 6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Наблюдаются редкие оборванные границы, которые можно описать в терминах дисклинационных мультиполей, и небольшое количество двойниковых прослоек, ширина которых колеблется от 0,3 мкм до 1,5 мкм. Неоднородность в распределении дефектов проявляется в различной концентрации дислокационных скоплений в зёрнах. Области с равномерным распределением дислокаций отсутствуют.

После увеличения давления при всестороннем сжатии 8–12 кбар путём приложения противодействия (КГЭП) при 300 К морфологическая картина в распределении дислокаций практически не меняется (рис. 6, *б*). Однако, N_d в скоплениях несколько ниже ($3,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Следует отметить, что концентрация скоплений также ниже, чем после КГЭ при той же температуре деформации, и распределены они более равномерно (рис. 6, *б*).

Понижение температуры всестороннего сжатия в режиме КГЭ до 77 К приводит к развитию двойниковой моды практически во

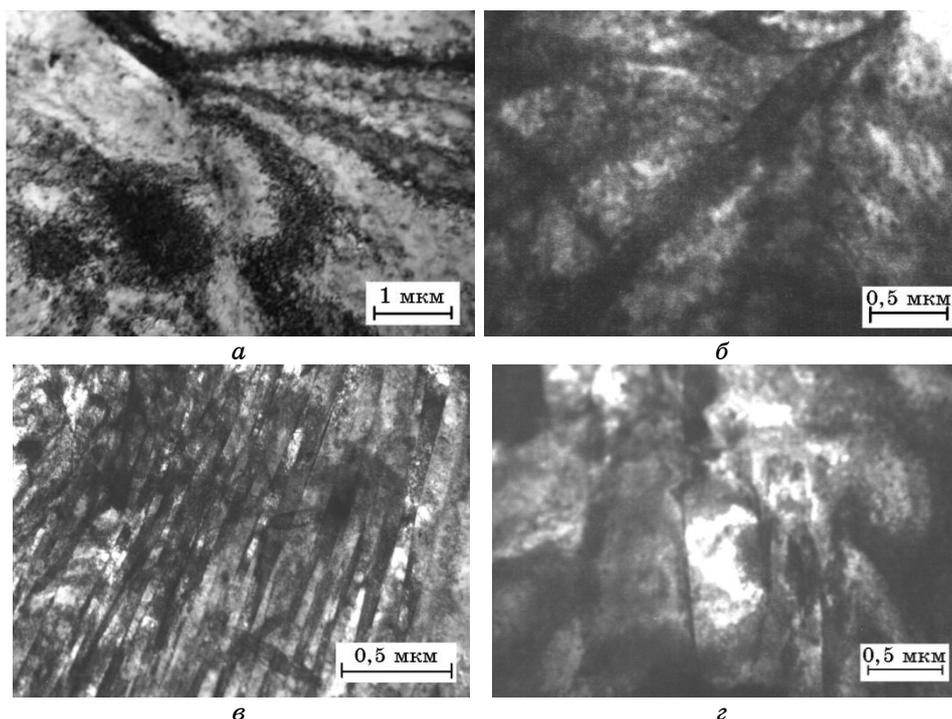


Рис. 6. *a* — структура ВТ1-0 после КГЭ на 25% при 300 К в поперечном сечении образца; *б* — структура ВТ1-0 после КГЭП на 25% при 300 К в поперечном сечении образца; *в* — структура ВТ1-0 после КГЭ на 25% при 77 К в поперечном сечении образца; *г* — структура ВТ1-0 после КГЭП на 25% при 77 К в поперечном сечении образца.

всех зёрнах (рис. 6, *в*). Количество двойников значительно выше, чем в результате КГЭ при 300 К. Их ширина колеблется от 0,1 мкм до 1 мкм. Плотность дислокаций в теле двойника достигает $2,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Отмечается наличие скоплений одноименных дислокаций с $N_d = 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в местах, свободных от двойников. Присутствуют границы сброса дисклинационного происхождения, вызывающие разориентировку соседних микрообъёмов до 8° . Можно предположить, что в процессе КГЭ при 77 К двойникование предшествует скольжению, т.к. границы двойников зачастую искривлены или частично разрушены под действием дисклинационных зарядов (рис. 6, *в*).

При повышении уровня давления при всестороннем сжатии от 16,5 кбар до 22 кбар при 77 К путём приложения противодействия (КГЭП) наблюдается подавление двойниковой и развитие трансляционной моды с активной поляризацией дислокаций (рис. 6, *г*). Двойники встречаются редко. Преобладают дислока-

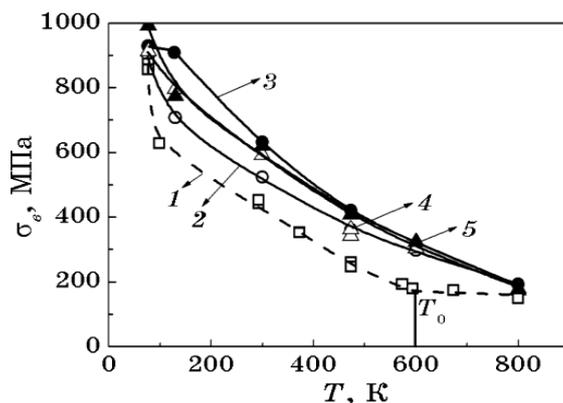


Рис. 7. Температурная зависимость предела прочности титана ВТ1-0 в исходном состоянии (1), после КГЭ при 300 К и 77 К (2, 3), и после КГЭП при 300 К и 77 К (4, 5) [24].

ционные скопления, где N_d может достигать $3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

При измерении температурных зависимостей механических свойств было установлено (рис. 7), что для титана в исходном состоянии наблюдается двухстадийная зависимость прочностных характеристик с переходом от термоактивируемой зависимости к атермической при температуре $T_0 = 600 \text{ К}$ [23, 24]. Как известно [25, 26], температура T_0 определяется величиной энергии дефекта упаковки (ЭДУ) металлов в данном структурном состоянии. Повышение T_0 означает понижение ЭДУ материала.

Для титана, деформированного в условиях всестороннего сжатия, наблюдается только термоактивируемый характер зависимости прочностных свойств вплоть до 800 К для всех режимов обработки (рис. 7) [23, 24]. Отсюда следует, что температура T_0 на зависимости $\sigma(T)$ после деформации в условиях всестороннего сжатия существенно смещается в сторону более высоких температур (выше 800 К). Следовательно, в титане, деформированном в условиях всестороннего сжатия при всех использованных режимах квазигидроэкструдирования, произошло снижение ЭДУ и, соответственно, увеличение ширины расщепления дислокаций [25–27]. Расщепление дислокаций приводит, по крайней мере, к двум существенным изменениям структуры и физико-механических свойств металлов и сплавов.

Во-первых, расщепление дислокаций сопровождается повышением прочности материала из-за необходимости образования перегيبов и ступенек на расщеплённой дислокации для реализации поперечного скольжения [26].

Во-вторых, появление расщеплённых дислокаций в ГПУ-металлах должно приводить к увеличению модуля сдвига мате-

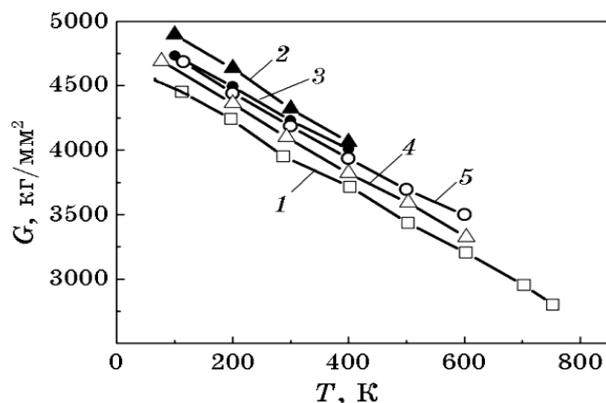


Рис. 8. Температурные зависимости модуля сдвига титана ВТ1-0 в исходном состоянии (1) и после деформации квазигидроэкструзией на 25%: 2 — КГЭП при 77 К и давлении 22 кбар; 3 — КГЭ при 77 К и давлении 16,5 кбар; 4 — КГЭП при 300 К и давлении 12 кбар; 5 — КГЭ при 300 К и давлении 8 кбар.

риала, т.к. известно [25–27], что тип упаковки слоёв кристаллической решётки в расщеплённых дислокациях в ГПУ-металлах соответствует ГЦК-решётке, модуль сдвига которой выше, чем для ГПУ-решётки.

Поэтому для титана после деформации в условиях всестороннего сжатия из-за наличия в расщеплённых дислокациях дефекта упаковки, соответствующего ГЦК-решётке, модуль сдвига после всех проведённых режимов обработки в зависимости от её режимов (рис. 8) на 3–10% выше, чем для исходного состояния.

Так как обычно после деформации из-за увеличения дефектности материала и уровня внутренних напряжений величина модуля сдвига снижается, следовательно, наблюдаемое в данной работе увеличение модуля сдвига после всестороннего сжатия титана из-за появления областей с ГЦК-решёткой настолько большое, что перекрывает отрицательный вклад деформационной составляющей в величину модуля сдвига. Это может быть следствием высокой степени расщепления дислокаций в ГПУ-решётке титана, а, следовательно, наличия большой доли областей материала с типом упаковки, соответствующей ГЦК-решётке.

Как упоминалось выше, расщепление дислокаций приводит к повышению прочностных характеристик материала. В таблице 1 приведены данные об изменении микротвёрдости и относительного удельного электросопротивления для всех 5 исследованных структурных состояний титана.

Из таблицы 1 видно, что больший уровень прочности и относительного удельного электросопротивления наблюдается при

ТАБЛИЦА 1. Микротвёрдость (H_{μ}) и относительное удельное электросопротивление (ρ_{77}/ρ_{300}) титана ВТ1-0 в различных структурных состояниях.

Состояние материала	Уровень давления P (кбар) при всестороннем сжатии	H_{μ} , МПа	$\frac{H_{\mu}^{\text{деф}} - H_{\mu}^{\text{исх}}}{H_{\mu}^{\text{исх}}}$, %	$\frac{\rho_{77}}{\rho_{300}}$	$\frac{\left(\frac{\rho_{77}}{\rho_{300}}\right)^{\text{деф}} - \left(\frac{\rho_{77}}{\rho_{300}}\right)^{\text{исх}}}{\left(\frac{\rho_{77}}{\rho_{300}}\right)^{\text{исх}}}$, %
Исходное	0	1433		0,188	
КГЭ при 300 К на 25%	8	1986	39	0,212	13
КГЭП при 300 К на 25%	12	1907	33	0,205	10
КГЭ при 77 К на 25%	16,5	2453	71	0,223	20
КГЭП при 77 К на 25%	22	2042	43	0,215	16

меньшем уровне давления и отсутствии противодействия в процессе всестороннего сжатия как при 77 К, так и при 300 К. Это может свидетельствовать о развитии процессов динамического возврата при деформации в условиях всестороннего сжатия при больших давлениях и наличии противодействия. Это подтверждается данными электронно-микроскопических исследований структуры титана ВТ1-0 после КГЭ и КГЭП при 77 К и 300 К, согласно которым уменьшается количество скоплений дислокаций одного знака и снижается концентрация дислокаций в скоплениях после КГЭП при 300 К и давлении 12 кбар по сравнению с КГЭ при 300 К и давлении 8 кбар (рис. 6, а, б). Кроме того в случае деформации в условиях всестороннего сжатия при 77 К осуществление КГЭП при давлении 22 кбар приводит к подавлению двойниковой моды, характерной для титана после КГЭ при 77 К и давлении 16,5 кбар, и к развитию трансляционной моды с активной поляризацией дислокаций (рис. 6, в, г).

Пластичность титана после деформации в условиях всестороннего сжатия снижается, однако степень уменьшения пластично-

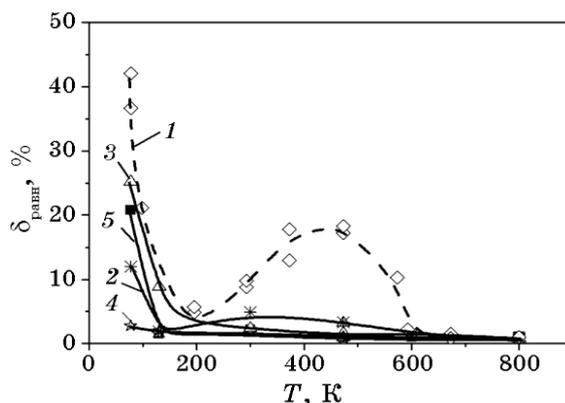


Рис. 9. Температурная зависимость относительного удлинения титана при разных структурных состояниях: 1 — исходный; 2 — КГЭП при 77 К; 3 — КГЭП при 300 К; 4 — КГЭ при 77 К; 5 — КГЭ при 300 К.

сти зависит от температуры деформирования, уровня давления и наличия противодействия (рис. 9).

Из рисунка 9 видно, что для титана после КГЭП как при 77 К, так и при 300 К (2 и 3), по сравнению с деформацией КГЭ при 77 К и 300 К (4 и 5), характерен более высокий запас пластичности в области 77–100 К, что может быть следствием развития интенсивных процессов динамического возврата в процессе КГЭП.

Поскольку механические свойства металлов и сплавов в большой степени зависят от параметров дислокационной структуры, было проведено измерение амплитудной зависимости внутреннего трения ВТ1-0, и по модели Гранато–Люкке [11, 13] определены длины дислокационных сегментов L_N , образующиеся при пересечении дислокаций разных систем скольжения, и стартовые напряжения работы источников Франка–Рида ($\tau_{\text{старт}}$) в титане после всех режимов деформации (рис. 10).

Установлено, что после деформации в условиях всестороннего сжатия длины дислокационных сегментов уменьшаются, но степень уменьшения L_N зависит практически только от наличия противодействия и не зависит от температуры деформации и уровня давления при КГЭ и КГЭП. Длина дислокационного сегмента L_N после КГЭП при 77 К и 300 К на 100%, а после КГЭ при 77 К и 300 К на 37% меньше, чем для исходного состояния (см. рис. 10, а).

Расчёт стартовых напряжений работы источников Франка–Рида показал, что в области 77–300 К после деформации в условиях всестороннего сжатия стартовые напряжения ($\tau_{\text{старт}}$) существенно увеличиваются по сравнению с исходным состоянием (рис. 10, б). Максимальное увеличение $\tau_{\text{старт}}$ (на 100%) возникает после

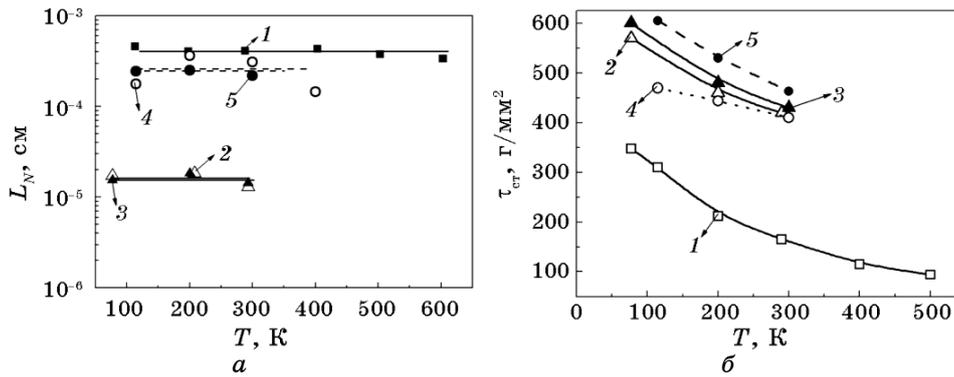


Рис. 10. Температурные зависимости длин дислокационных сегментов L_N (а) и стартовых напряжений начала работы источников Франка–Рида $\tau_{\text{старт}}$ (б) титана ВТ1-0 в различных структурных состояниях: 1 — исходное состояние; 2 — после КГЭП при 300 К и $P = 12$ кбар; 3 — после КГЭП при 77 К и $P = 22$ кбар; 4 — после КГЭ при 300 К и $P = 8$ кбар; 5 — после КГЭ при 77 К и $P = 16,5$ кбар.

КГЭ при 77 К, минимальное (на 55%) — после КГЭ при 300 К, что подобно изменениям температурных зависимостей пределов прочности $\sigma_b(T)$ (рис. 7).

При сравнении зависимостей $L_N(T)$ и $\tau_{\text{старт}}(T)$ видно, что характер увеличения стартовых напряжений работы источников Франка–Рида в титане после деформации в условиях всестороннего сжатия не имеет обратно пропорциональной зависимости от длин дислокационных сегментов L_N после всех режимов КГЭ и КГЭП, что противоречит модели Гранато–Люкке [11]. Согласно этой модели, стартовые напряжения работы источников Франка–Рида находятся в обратно пропорциональной зависимости от L_N [11]. Поскольку в данной работе это соотношение не выполняется, то можно полагать, что определяющим фактором в изменении величины стартовых напряжений движения дислокаций является не длина дислокационного сегмента L_N , а степень увеличения расщепления дислокаций после разных режимов деформации титана в условиях всестороннего сжатия.

Рентгеноструктурные данные, полученные в настоящей работе (табл. 2), также свидетельствуют о том, что в случае деформации в условиях всестороннего сжатия параметры микроструктуры титана (уровень внутренних микроискажений ε и размер областей когерентного рассеяния ОКР) не определяют значения прочности, микротвёрдости и относительного удельного электросопротивления после КГЭ и КГЭП (рис. 7, табл. 1).

Из таблицы 2 следует, что в результате КГЭ как при 77 К, так и при 300 К уровни микроискажений меньше, а размеры ОКР

ТАБЛИЦА 2. Уровни микроискажений и размеры ОКР титана BT1-0 после разных режимов деформации в условиях всестороннего сжатия.

Вид МТО	$\varepsilon, 10^{-3}$	ОКР, нм
КГЭ при 77 К, $P = 16,5$ кбар	1,1	85
КГЭП при 77 К, $P = 22$ кбар	1,5	80
КГЭ при 300 К, $P = 8$ кбар	0,9	80
КГЭП при 300 К, $P = 12$ кбар	1,1	65

больше, чем после КГЭП при тех же температурах и степени деформации. Следовательно, величины прочности, микротвёрдости и относительного удельного электросопротивления должны быть меньше после КГЭ, чем после КГЭП, что противоречит экспериментальным данным (рис. 7, табл. 1). Этот факт, как и в случае отсутствия связи стартовых напряжений работы источников Франка–Рида и длин дислокационных сегментов, может быть подтверждением того, что основной причиной изменения физико-механических свойств после деформации титана в условиях всестороннего сжатия является снижение энергии дефекта упаковки и, следовательно, расщепление дислокаций.

Из проведённых исследований можно сделать вывод, что в случаях деформации без всестороннего сжатия (прокатка и волочение) и при наличии всестороннего сжатия (КГЭ и КГЭП) реализуются разные механизмы упрочнения металлов и сплавов.

В случае прокатки и волочения основным механизмом упрочнения материала является преодоление полными дислокациями препятствий разного типа при резком повышении концентрации деформационных дефектов и существенном увеличении протяжённости границ раздела вплоть до создания наноструктурного состояния материала [16, 25, 26].

В случае деформации в условиях всестороннего сжатия основной причиной изменения физико-механических свойств материала может быть снижение энергии дефекта упаковки и создание сети расщеплённых дислокаций, механизм движения которых под действием внешних сил принципиально отличен от движения полных дислокаций, возникающих в результате прокатки и волочения [26–33].

3.3. Последовательное сочетание видов деформаций с различными эпюрами напряжений

Рассмотрим влияние последовательного сочетания волочения и всестороннего сжатия методом КГЭ на механические свойства

материала на примере стали 06X16H15M3B [19]. Волочение проводилось при 77 К на разные степени деформации от 25% до 70%. КГЭ также осуществлялось в том же диапазоне деформаций при 77 К. Для последовательного сочетания волочения и КГЭ были реализованы два этапа воздействий: на первом этапе материал деформировался волочением при 77 К до различных степеней (ε_1) в диапазоне 25–60%; на втором этапе деформация (ε_2) проводилась путём КГЭ при 77 К на тех же образцах, которые уже были продеформированы волочением до ε_1 так, чтобы суммарная степень деформации на каждом образце составляла 70%, т.е. $\varepsilon_{\text{кон}} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 = 70\%$.

При этом оценивалось влияние долей разных способов деформации с точки зрения их влияния на механические свойства стали. Важно отметить, что заключительным видом деформационного воздействия должно быть всестороннее сжатие для того, чтобы в процессе деформации, особенно при низких температурах, не было нарушения непрерывности материала.

На рисунке 11 приведены результаты влияния деформации при 77 К квазигидроэкструзией (1), волочением (2) и последовательным сочетанием волочения и КГЭ (3) на микротвёрдость стали 06X16H15M3B.

Из рисунка 11 видно, что наименьшее упрочнение стали при одинаковых степенях деформации наблюдается после всестороннего сжатия при 77 К методом КГЭ (1). Наибольшее упрочнение характерно после последовательного сочетания волочения и ква-

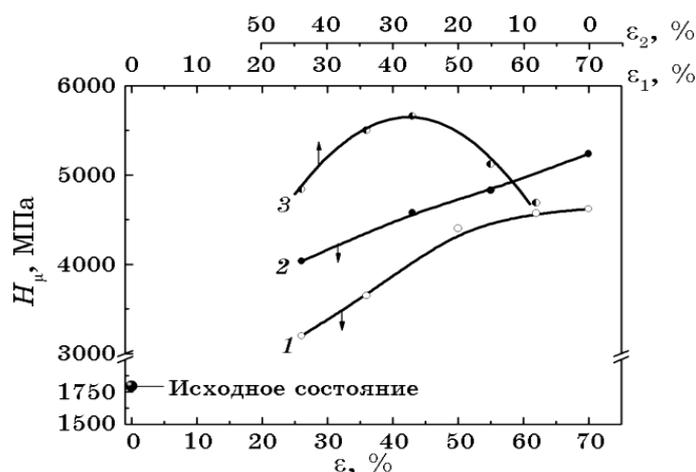


Рис. 11. Зависимость микротвёрдости стали 06X16H15M3B от степени деформации КГЭ при 77 К (1), волочением при 77 К (2) и последовательным сочетанием волочения и КГЭ в разных долях до $\varepsilon_{\text{кон}} = 70\%$ при 77 К (3) [19].

зигидроэкструзии (3).

К отличительным особенностям кривых на зависимостях микротвёрдости от степени деформации (рис. 11) можно отнести: образование плато на зависимости $H_{\mu}(\varepsilon)$ в случае деформации в условиях всестороннего сжатия методом КГЭ при $\varepsilon > 50\%$ (1), монотонное увеличение H_{μ} во всем диапазоне деформации волочением (2) и наличие максимума на зависимости $H_{\mu}(\varepsilon)$ при последовательном сочетании волочения до $\varepsilon_1 \approx 42\%$ и квазигидроэкструзии до $\varepsilon_2 \approx 28\%$ (3).

Рассмотрим характер развития пластического течения материала при деформациях в условиях всестороннего сжатия, волочения и последовательного сочетания волочения и КГЭ.

В результате деформации в условиях всестороннего сжатия происходит рост плотности дефектов, уровня внутренних напряжений и прочностных характеристик по сравнению с исходным состоянием [28–31], что подтверждается в данной работе как для титана марки ВТ1-0 (рис. 6 и 7, табл.1), так и для стали (рис. 11) при измерениях механических характеристик (σ , H_{μ}), относительного удельного электросопротивления (ρ_{77}/ρ_{300}) и электронно-микроскопических исследованиях.

Согласно [28–32], наличие всестороннего сжатия оказывает существенное влияние на энергетические и геометрические параметры дислокаций: уже при давлении в несколько килобар наблюдается изменение упругих свойств дефектов; с ростом гидростатического давления возрастает собственная энергия дислокаций, что затрудняет образование на дислокациях ступенек и перегибов и способствует выстраиванию краевых дислокаций одного знака в стенки, что соответствует результатам электронно-микроскопических исследований в данной работе после деформации титана в условиях всестороннего сжатия методами КГЭ и КГЭП (рис. 6) и может быть следствием снижения энергии дефекта упаковки материала, т.е. расщепления дислокаций.

С ростом степени деформации путём КГЭ постоянно увеличивается уровень гидростатического давления, что приводит к развитию процессов динамического возврата и облегчает элементарный акт механической полигонизации (барополигонизации), т.е. образование ячеистой дислокационной структуры [28–32]. Эти механизмы динамического возврата при повышении уровня давления в процессе квазигидроэкструзии объясняют появление плато на зависимости $H_{\mu}(\varepsilon)$ после больших ($\varepsilon > 50\%$) степеней деформации в условиях всестороннего сжатия при 77 К стали 06Х16Н15МЗБ (рис. 11, кривая 1). Такой же эффект динамического возврата наблюдался в данной работе и на титане марки ВТ1-0 при деформации в условиях всестороннего сжатия в случае увеличения давления путём приложения противодействия, что

проявилось как на величине микротвёрдости, так и на значениях относительного удельного электросопротивления (табл. 1). Подобные процессы возврата вплоть до развития рекристаллизации после отогрева до 300 К наблюдались после низкотемпературной квазигидроэкструзии меди [33].

Более высокий уровень микротвёрдости после деформации волочением по сравнению с H_{μ} после КГЭ стали 06X16H15M3B (рис. 11, кривые 1 и 2) может быть обусловлен значительно большей скоростью накопления деформационных дефектов и уровня внутренних напряжений в результате деформации волочением, чем после КГЭ до одинаковых степеней и температур деформации (рис. 4) [20]. Кроме того, в отличие от деформации в условиях всестороннего сжатия, в результате волочения при 77 К процессы возврата не активизируются, поэтому микротвёрдость стали линейно увеличивается с ростом степени деформации волочением вплоть до $\varepsilon = 70\%$ (рис. 11, кривая 2).

Наличие максимума на зависимости $H_{\mu}(\varepsilon)$ при оптимальном сочетании долей волочения и всестороннего сжатия методом КГЭ (рис. 11, кривая 3) может быть следствием образования высокой плотности дислокаций в результате волочения до 40–45% и наиболее полного их расщепления при последующем деформировании стали в условиях всестороннего сжатия до 30–25%. При увеличении степени деформации волочением выше 45% соответственно снижается доля деформации в условиях всестороннего сжатия ($< 25\%$), что возможно не создаёт достаточного уровня гидростатического давления для получения высокой степени расщепления дислокаций и может быть причиной снижения микротвёрдости стали после значений $\varepsilon_1 > 50\%$ и $\varepsilon_2 < 25\%$ (см. рис. 11, кривая 3).

Приведённые экспериментальные данные свидетельствуют об эффективности использования последовательного сочетания разных видов деформации с отличающимися эпюрами напряжений при оптимальном соотношении их долей для получения материалов с заметно улучшенными физико-механическими свойствами.

4. ВЫВОДЫ

I. Проведены сопоставление и анализ влияния разных видов деформации, отличающихся эпюрами напряжений (волочение, прокатка, квазигидроэкструзия) на физико-механические свойства ряда ГЦК- и ГПУ-металлов и сплавов.

II. Определены особенности влияния деформации в условиях всестороннего сжатия методом квазигидроэкструзии на физико-механические характеристики титана марки BT1-0, сплава Al-Mg-Li и аустенитной стали 06X16H15M3B.

III. Показано, что при деформациях волочением и прокаткой реализуются более высокая скорость накопления концентрации деформационных дефектов и внутренних напряжений, что обеспечивает достижения более высокого уровня прочности металлов и сплавов, чем в случае деформации квазигидроэкструзией при одинаковых степенях и температуре деформации.

IV. Обнаружено, что деформация ВТ1-0 в условиях всестороннего сжатия приводит к снижению энергии дефектов упаковки, т.е. к расщеплению дислокаций, и вызывает рост модуля сдвига в области 77–750 К, что может быть обусловлено появлением в ГПУ-решётке титана расщеплённых дислокаций с упаковкой, соответствующей ГЦК-решётке, имеющей более высокий уровень модуля сдвига, чем ГПУ-решётка.

V. Исходя из сопоставления длин дислокационных сегментов L_N , образованных при пересечении дислокаций разных систем скольжения, и стартовых напряжений работы источников Франка–Рида, а также уровня внутренних микроискажений и размеров областей когерентного рассеяния после всех исследованных режимов квазигидроэкструдирования следует, что напряжения движения дислокаций в титане после деформации в условиях всестороннего сжатия определяются не столько геометрическими параметрами дислокационной структуры (L_N), сколько степенью расщепления дислокаций.

VI. Анализ проведённых исследований показал, что последовательное сочетание деформаций волочением и квазигидроэкструзией при 77 К до 70% приводит к существенному повышению прочности стали при оптимальном соотношении долей этих видов деформаций вследствие получения высокой плотности дислокаций при волочении и наиболее полного их расщепления при последующей деформации в условиях всестороннего сжатия.

Авторы выражают искреннюю благодарность д-ру физ.-мат. наук, профессору И. М. Михайловскому за ценные замечания и полезное обсуждение результатов проведённых исследований.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Р. З. Валиев, И. В. Александров, *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией* (Москва: Логос: 2000).
2. Н. А. Еникеев, М. Ю. Мурашкин, «Высокие давления — 2012. Фундаментальные и прикладные аспекты» (23–27 сентября 2012, Судак), с. 125.
3. М. Б. Лазарева, В. С. Оковит, Л. А. Чиркина, М. П. Старолат, В. В. Калининский, И. Ф. Борисова, В. И. Соколенко, К. В. Ковтун, *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*, вып. 18, № 6: 32 (2009).

4. М. А. Тихоновский, И. Ф. Кисляк, О. И. Волчок, Т. Ю. Рудычева, Н. В. Камышанченко, И. С. Никулин, *Физ. и техн. выс. давлений*, **18**, № 4: 96 (2008).
5. S. K. Panigrahi and R. Jayaganathan, *Mat. Sci. Eng. A*, **480**: 299 (2008).
6. И. П. Семёнова, А. В. Поляков, Г. И. Рааб, Т. С. Лоу, Р. З. Валиев, «*Высокие давления — 2012. Фундаментальные и прикладные аспекты*» (23–27 сентября 2012, Судак), с.126.
7. В. В. Малашенко, Т. И. Малашенко, «*Высокие давления — 2012. Фундаментальные и прикладные аспекты*» (23–27 сентября 2012, Судак), с. 156.
8. P. A. Khaimovich, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA: 2015).
9. В. В. Малашенко, Н. В. Белых, *Физ. твёрдого тела*, **55**, вып. 3: 504 (2013).
10. И. А. Гиндин, В. И. Коваленко, В. С. Оковит, Я. Д. Стародубов, Л. А. Чиркина, *Завод. лаб.*, № 11: 1397 (1970).
11. А. Гранато, К. Люкке, *Ультразвуковые методы исследования дислокаций: сборник статей* (Москва: Изд-во иностранной литературы: 1963), с. 25.
12. Дж. Сварц, Дж. Виртман, *Ультразвуковые методы исследования дислокаций: сборник статей* (Москва: Изд-во иностранной литературы: 1963), с. 58.
13. М. А. Кришталл, С. А. Головин, С. И. Архангельский, *Внутреннее трение в металлах и сплавах* (Москва: Наука: 1966).
14. М. А. Кришталл, С. А. Головин, *Релаксационные явления в твёрдых телах* (Москва: Металлургия: 1968).
15. А. Новик, Б. Берри, *Релаксационные явления в кристаллах* (Москва: Атомиздат: 1975).
16. А. Х. Коттрелл, *Дислокации и пластическое течение в кристаллах* (Москва: Изд-во чёрной и цветной металлургии: 1958).
17. K. V. Kutniy, O. I. Volchok, I. F. Kislyak, M. A. Tikhonovsky, and G. E. Storozhilov, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, **42**, No. 2: 114 (2011).
18. O. V. Chernyi, G. E. Storozhilov, N. F. Andrievskaya, V. O. Pichova, Ya. D. Starodubov, O. I. Volchok, L. A. Chirkina, M. B. Lazareva, and V. S. Okovit, *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, **15**, No. 2: 3502 (2005).
19. И. М. Неклюдов, О. И. Волчок, В. В. Калиновский, В. С. Оковит, В. И. Соколенко, П. А. Хаймович, Н. А. Черняк, Л. А. Чиркина, *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум, чистые металлы, сверхпроводники*, № 1 (17): 108 (2008).
20. Л. А. Чиркина, М. Б. Лазарева, В. С. Оковит, В. И. Соколенко, П. А. Хаймович, В. В. Калиновский, В. П. Пойда, В. В. Брюховецкий, А. В. Пойда, *Вестник ХНУ. Серия «Физика»*, вып. 16, № 1: 75 (2012).
21. М. Б. Лазарева, В. С. Оковит, М. П. Старолат, В. И. Соколенко, В. В. Калиновский, Л. А. Чиркина, А. А. Васильев, К. В. Ковтун, *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум, чистые металлы, сверхпроводники*, № 6 (19): 30 (2011).
22. И. А. Юхвец, *Волоочильное производство* (Москва: Металлургия: 1965).
23. В. В. Калиновский, Л. А. Чиркина, М. Б. Лазарева, В. С. Оковит, В. И. Соколенко, П. А. Хаймович, А. В. Мац, *Физ. и техн. выс.*

- давлений, **23**, № 2: 103 (2013).
24. Л. А. Чиркина, М. Б. Лазарева, В. И. Соколенко, В. В. Калиновский, П. А. Хаймович, В. С. Оковит, *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум, чистые металлы, сверхпроводники*, № 1 (89): 115 (2014).
 25. Р. Бернер, Г. Кронмюллер, *Пластическая деформация монокристаллов* (Ред. А. Н. Орлов) (Москва: Мир: 1969).
 26. М. А. Штремель, *Прочность сплавов. Часть 1. Дефекты решётки* (Москва: МИСиС: 1999).
 27. А. Е. Smith, *Materials Forum*, **31**: 71 (2007).
 28. А. М. Косевич, *Дислокации в теории упругости* (Киев: Наукова думка: 1978).
 29. А. А. Галкин, В. В. Токий, В. И. Зайцев, *ДАН АН СССР*, **204**, № 2: 313 (1972).
 30. В. И. Зайцев, *Физика пластичности гидростатически сжатых кристаллов* (Киев: Наукова думка: 1983).
 31. M. J. Zehetbauer, H. P. Stuwe, V. Vorhauer, E. Schafner, and J. Kohout, *Advanced Engineering Materials*, **5**, No. 3: 330 (2003).
 32. Е. Д. Мартынов, В. И. Трефилов, С. А. Фирстов, Б. Н. Береснев, Ю. Н. Рябинин, *ДАН СССР*, **176**, № 6: 1276 (1967).
 33. И. А. Гиндин, Я. Д. Стародубов, М. Л. Старолат, П. А. Хаймович, *Физ. мет. и металловедение*, **48**, вып. 5: 1004 (1979).

REFERENCES

1. R. Z. Valiev and I. V. Aleksandrov, *Nanostrukturnye Materialy, Poluchennye Intensivnoy Plasticheskoy Deformatsiy* [Nanostructured Materials Obtained by Intensive Plastic Deformation] (Moscow: Logos: 2000) (in Russian).
2. N. A. Enikeev and M. Yu. Murashkin, 'Vysokie Davleniya—2012. Fundamental'nye i Prikladnye Aspekty' (Sept. 23–27, 2012, Sudak), p. 125 (in Russian).
3. M. B. Lazareva, V. S. Okovit, L. A. Chirкина, M. P. Starolat, V. V. Kalinovskiy, I. F. Borisova, V. I. Sokolenko, and K. V. Kovtun, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya: Vakuum, Chistye Materialy, Sverkhprovodniki* [Problems of Atomic Science and Technology], No. 6 (18): 32 (2009) (in Russian).
4. M. A. Tikhonovskiy, I. F. Kislyak, O. I. Volchok, T. Yu. Rudycheva, N. V. Kamyshanchenko, I. S. Nikulin, *Fizika i Tekhnika Vysokikh Davleniy*, **18**, No. 4: 96 (2008) (in Russian).
5. S. K. Panigrahi and R. Jayaganathan, *Mat. Sci. Eng. A*, **480**: 299 (2008).
6. I. P. Semenova, A. V. Polyakov, G. I. Raab, T. S. Lou, and R. Z. Valiev, 'Vysokie Davleniya—2012. Fundamental'nye i Prikladnye Aspekty' (Sept. 23–27, 2012, Sudak), p. 126 (in Russian).
7. V. V. Malashenko and T. I. Malashenko, 'Vysokie Davleniya—2012. Fundamental'nye i Prikladnye Aspekty' (Sept. 23–27, 2012, Sudak), p.156 (in Russian).
8. P. A. Khaimovich, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA:

- 2015).
9. V. V. Malashenko and N. V. Belykh, *Fiz. Tverdogo Tela*, **55**, Iss. 3: 504 (2013) (in Russian).
 10. I. A. Gindin, V. I. Kovalenko, V. S. Okovit, Ya. D. Starodubov, and L. A. Chirkina, *Zavod. Lab.*, No. 11: 1397 (1970) (in Russian).
 11. A. Granato and K. Lücke, *Ul'trazvukovye Metody Issledovaniya Dislokatsiy* [Ultrasonic Methods of Study of Dislocations] (Moscow: Izd. Inostrannoy Literatury: 1963), p. 25 (Russian translation).
 12. J. Swartz and J. Weertman, *Ul'trazvukovye Metody Issledovaniya Dislokatsiy* [Ultrasonic Methods of Study of Dislocations] (Moscow: Izd. Inostrannoy Literatury: 1963), p. 58 (Russian translation).
 13. M. A. Krishtall, S. A. Golovin, and S. I. Arkhangel'skiy, *Vnutrennee Trenie v Metallakh i Splavakh* [Internal Friction in Metals and Alloys] (Moscow: Nauka: 1966), p. 101 (in Russian).
 14. M. A. Krishtall and S. A. Golovin, *Relaksatsionnye Yavleniya v Tverdykh Telakh* [Relaxation Phenomena in Solids] (Moscow: Metallurgiya: 1968), p. 417 (in Russian).
 15. A. Novik and B. Berri, *Relaksatsionnye Yavleniya v Kristallakh* [Relaxation Phenomena in Crystals] (Moscow: Atomizdat: 1975), p. 316 (in Russian).
 16. A. H. Cottrell, *Dislocations and Plastic Flow in Crystals* (New York: Oxford Univ. Press: 1953).
 17. K. V. Kutniy, O. I. Volchok, I. F. Kislyak, M. A. Tikhonovsky, and G. E. Storozhilov, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, **42**, No. 2: 114 (2011).
 18. O. V. Chernyi, G. E. Storozhilov, N. F. Andrievskaya, V. O. Ilichova, Ya. D. Starodubov, O. I. Volchok, L. A. Chirkina, M. B. Lazareva, and V. S. Okovit, *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, **15**, No. 2: 3502 (2005).
 19. I. M. Neklyudov, O. I. Volchok, V. V. Kalinovskiy, V. S. Okovit, V. I. Sokolenko, P. A. Haymovich, N. A. Chernyak, and L. A. Chirkina, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya: Vakuum, Chistye Materialy, Sverkhprovodniki* [Problems of Atomic Science and Technology], No. 1 (17): 108 (2008) (in Russian).
 20. L. A. Chirkina, M. B. Lazareva, V. S. Okovit, V. I. Sokolenko, P. A. Khaymovich, V. V. Kalinovskiy, V. P. Poyda, V. V. Bryukhovetskiy, and A. V. Poyda, *Vestnik Kharkiv Nat. Univ. Seriya 'Fizika'*, **16**, No. 1: 75 (2012) (in Russian).
 21. M. B. Lazareva, V. S. Okovit, M. P. Starolat, V. I. Sokolenko, V. V. Kalinovskiy, L. A. Chirkina, A. A. Vasil'ev, and K. V. Kovtun, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya: Vakuum, Chistye Materialy, Sverkhprovodniki* [Problems of Atomic Science and Technology], No. 6 (19): 30 (2011) (in Russian).
 22. I. A. Yuhvets, *Volochil'noe Proizvodstvo* [Wire Drawing Manufacture] (Moscow: Metallurgiya: 1965) (in Russian).
 23. V. V. Kalinovskiy, L. A. Chirkina, M. B. Lazareva, V. S. Okovit, V. I. Sokolenko, P. A. Haymovich, and A. V. Mac, *Fiz. i Tekhn. Vys. Davleniy*, **23**, No. 2: 103 (2013) (in Russian).
 24. L. A. Chirkina, M. B. Lazareva, V. I. Sokolenko, V. V. Kalinowski, P. A. Khaimovich, and V. S. Okovit, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya: Vakuum, Chistye Materialy, Sverkhprovodniki* [Problems of Atomic Science and Technology], No. 1 (89): 115 (2014).

25. R. Berner and G. Kronmüller, *Plastische Verformung von Einkristallen* (Berlin: Springer-Verlag: 1965).
26. M. A. Shtremel, *Prochnost' Splavov. Part 1. Defekty Reshetki* [Strength of Alloys. Part 1. Defects of Lattice] (Moscow: MISiS: 1999) (in Russian).
27. A. E. Smith, *Materials Forum*, **31**: 71 (2007).
28. A. M. Kosevich, *Dislokatsii v Teorii Uprugosti* [Dislocations in the Theory of Elasticity] (Kiev: Naukova Dumka: 1978) (in Russian).
29. A. A. Galkin, V. V. Tokiy, and V. I. Zaytsev, *DAN AN SSSR*, **204**, No. 2: 313 (1972) (in Russian).
30. V. I. Zaytsev, *Fizika Plastichnosti Hidrostaticheski Szhatykh Kristallov* [Physics of Plasticity of Hydrostatically Compressed Crystals] (Kiev: Naukova Dumka: 1983) (in Russian).
31. M. J. Zehetbauer, H. P. Stuwe, V. Vorhauer, E. Schafner, and J. Kohout, *Adv. Eng. Mat.*, **5**, No. 3: 330 (2003).
32. E. D. Martynov, V. I. Trefilov, S. A. Firstov, and B. N. Beresnev, Yu. N. Ryabinin, *DAN SSSR*, **176**, No. 6: 1276 (1967) (in Russian).
33. I. A. Gindin, Ya. D. Starodubov, M. L. Starolat, and P. A. Khaimovich, *Fiz. Met. i Metallovedenie*, **48**, Iss. 5: 1004 (1979) (in Russian).