

PASC: 62.20.Fe

Ю.Н. Подрезов

## МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОМАТЕРИАЛОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского, 3, г. Киев, 03680, Украина  
E-mail: podrezov@materials.keiv.ua

*Проанализированы закономерности упрочнения наноматериалов, полученных интенсивной пластической деформацией (ИПД), и рассмотрена связь между эволюцией деформационной структуры и параметрами упрочнения. Особое внимание уделено установлению общих закономерностей упрочнения, присущих всем материалам, независимо от их кристаллографического строения и схемы получения, а также исследованию особенностей упрочнения, проявляющихся у разных классов материалов. Рассмотрено влияние температуры испытания на параметры упрочнения деформированных материалов.*

### Введение

В дискуссиях о дислокационных механизмах деформационного упрочнения часто цитируются слова одного из основоположников физической теории прочности А.Х. Котрелла. Рассуждая о перспективах дислокационной теории пластической деформации, он сказал: «Одна из первых задач, которая поставлена перед специалистами в области теории дислокаций, это задача установления связи между дислокационной структурой и упрочнением материала, однако, несмотря на то, что эта задача поставлена первой, решена она будет последней». Действительно, проблема структурной инженерии деформированного материала является многопараметрической задачей. На дислокационную структуру можно повлиять с помощью внешних факторов, изменяя в широком диапазоне температуру, скорость или степень деформации. Важным фактором, влияющим на структурообразование, является схема деформирования и тип напряженного состояния. Не меньшее влияние на эволюцию дислокаций оказывают внутренние (или структурные) факторы. В чистых металлах формирование деформационной субструктуры зависит от типа кристаллической решетки, размера зерна, кристаллографической ори-

ентации структурных элементов. В легированных сплавах к перечисленным структурным факторам добавляются тип и морфология фаз и их способность к совместной деформации.

Тем не менее обнаруженное многообразие структурных состояний, присутствующих деформированным материалам, лишь подчеркивает общие законы деформационного упрочнения, связывающие процессы структурообразования с характером кривой нагружения материала. Тейлор показал, что деформационное упрочнение происходит благодаря изменению с деформацией плотности дислокаций. Рассматривая дислокации как источники дальнедействующих полей, он записал уравнение, связывающее упрочнение с плотностью дислокаций, в виде

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha G b \rho^{1/2}, \quad (1)$$

где  $\sigma_0$  – вклад в упрочнение структурных элементов, формирующих предел текучести;  $\alpha$  – коэффициент, значение которого формирует взаимодействие между дислокациями;  $G$  – модуль сдвига;  $b$  – вектор Бюргерса;  $\rho$  – плотность дислокаций.

Связь между законами движения дислокаций и приростом пластической деформации выражается уравнением Орована

$$e = 0.5 b \rho L, \quad (2)$$

где  $L$  – длина свободного пробега дислокаций.

Расширение экспериментальных возможностей визуализации дислокаций с помощью электронной микроскопии позволило установить важные закономерности эволюции дислокационной структуры при деформации: по мере увеличения степени деформации в кристалле возникает структура с хаотически распределенными дислокациями, которая затем перестраивается в слабаразориентированную ячеистую и далее – в разориентированную ячеистую структуру или нанозерна. Такие структурные переходы происходят в узком диапазоне деформаций и сопровождаются изменением механизмов упрочнения деформируемого материала.

Наличие стадий на кривой деформационного упрочнения многократно подтверждалось экспериментально, а соответствие перегибов на кривых упрочнения границам структурных состояний неоднократно отмечалось как одно из ключевых положений теории деформационного упрочнения. Стадийность упрочнения в равной мере проявляется как у ОЦК-металлов при анализе параболического упрочнения [1], и так и у ГЦК-металлов при исследовании изменения скорости упрочнения [2]. Общие черты упомянутых подходов проанализированы нами в работе [3]. Несмотря на различие в формальном описании законов упрочнения у ОЦК- и ГЦК-металлов, общность физических принципов построения этих теорий приводит к единому физическому результату – чувствительности параметров моделей (показателя деформационного упрочнения для первого случая и критического напряжения Войса – для второго) к величине энергии дефекта упаковки.

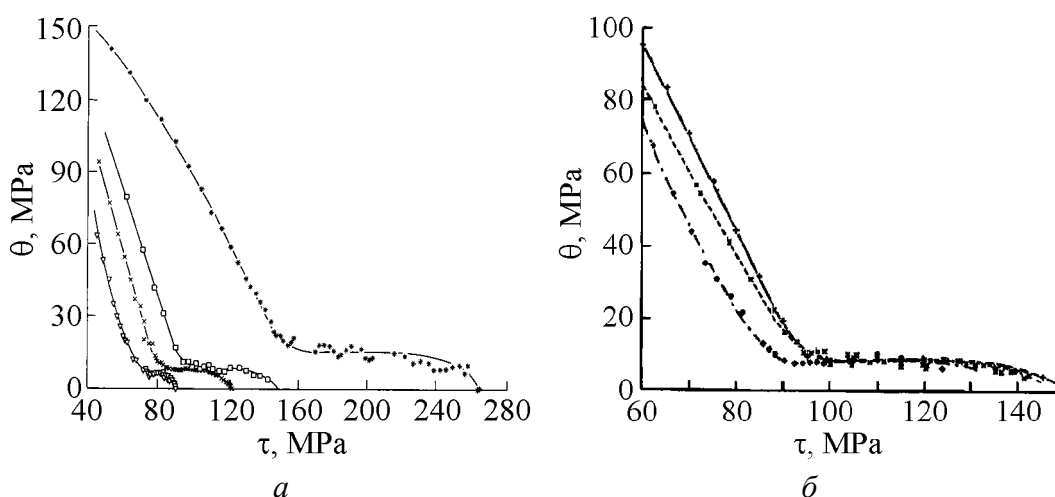
### Температурная и скоростная чувствительность деформационного упрочнения

Температура и скорость деформации – параметры, которые проще всего менять в модельных экспериментах или технологических процессах, направленных на оптимизацию деформационной структуры. Роль этих факторов сложно переоценить, поскольку термоактивационные процессы положены в основу большинства механизмов пластической деформации и законов структурообразования материалов.

Учет стадийности упрочнения является важнейшим элементом термоактивационного анализа, поскольку температура по-разному влияет на законы взаимодействия между дислокациями на разных стадиях. Следует иметь в виду, что температурная чувствительность параметров упрочнения для ГЦК- и ОЦК-металлов различна, и эти два случая целесообразно рассмотреть отдельно.

Температурная и скоростная чувствительность кривой упрочнения ГЦК-металлов анализировалась многими авторами. Наиболее подробно этот вопрос рассмотрен в работе [2]. Экспериментально установлено, что начальная стадия упрочнения ГЦК-металлов (формирование структуры леса дислокаций или полосовых структур) не является термоактивированным процессом. После нормировки на модуль упругости скорость упрочнения не зависит от температуры, ее величина для всех материалов оценивается как  $G/200$ .

В то же время параметры упрочнения на следующей стадии, соответствующей возникновению слоборазориентированной структуры, зависят от температуры и скорости деформации, поскольку упрочнение на данной стадии сопровождается динамическим возвратом. Это следует, например, из анализа температурной и скоростной чувствительности кривых упрочнения Al, полученных Зехетбауэром с сотр. [4] (рис. 1,а).



**Рис. 1.** Влияние температуры (а) и скорости деформации (б) на параметры упрочнения в Cu 99.95%, деформированной кручением: а –  $T$ , К: \* – 77,  $\square$  – 293,  $\times$  – 373,  $\nabla$  – 473;  $\gamma = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ; б –  $\gamma$ ,  $\text{s}^{-1}$ : + – 1,  $\times$  –  $10^{-2}$ , \* –  $10^{-4}$ ;  $T = 293 \text{ K}$

Подобные кривые упрочнения, полученные для разных ГЦК-металлов, были обобщены Коксом [2] в рамках теории скоростной чувствительности деформационного упрочнения. Сделанные им обобщения рассматриваются как классические при описании начальных стадий упрочнения ГЦК-металлов. Температурная зависимость параметров упрочнения на стадии формирования нанозерен (четвертая стадия) наиболее детально исследована Зехетбауэром с сотр. в работах [4,5]. Показано, что эта стадия деформационного упрочнения ГЦК-металлов не является чувствительной к температуре и скорости деформации. Экспериментальные зависимости скорости упрочнения  $\theta$  от сдвигового напряжения  $\tau$  из работы [4] представлены на рис. 1. Отметим, что для случая сдвига параметр  $\theta$  характеризует скорость прироста сдвигового напряжения  $\tau$  с ростом сдвиговой деформации  $\gamma$ :  $\theta = d\tau/d\gamma$ . В случае одноосных схем нагружения скорость упрочнения характеризует скорость изменения нормального напряжения  $\sigma$  с ростом деформации  $\varepsilon$ :  $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ . Поскольку на четвертой стадии скорость упрочнения постоянна, параметр  $\theta$  для этой стадии часто называют коэффициентом линейного упрочнения.

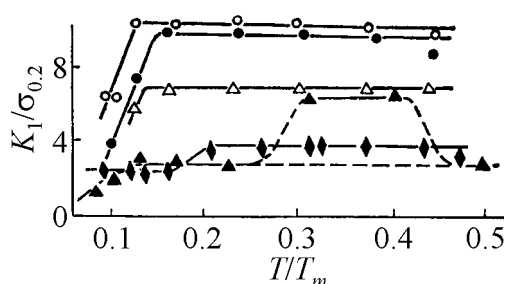
В ОЦК- и ГПУ-металлах проведение термоактивационного анализа упрочнения осложнено тем, что термоактивационная природа упрочнения проявляется не только на стадиях развитой деформации, но и намного раньше, когда достигается предел текучести. Поскольку формирование последнего заканчивается на начальной стадии пластической деформации (при 0.2% пластичности), а кривая деформационного упрочнения формируется при больших деформациях, возникает обманчивое впечатление, что эти процессы легко разделить по степени деформации.

Согласно принципу аддитивности [6] сопротивление движению дислокаций со стороны дефектной структуры в обобщенном виде можно описать тремя слагаемыми:

$$\sigma_{ys} = \Sigma\sigma_{1i} + \Sigma\sigma_{2i} + \Sigma\sigma_{3i}, \quad (3)$$

где  $\Sigma\sigma_{1i}$  – сумма вкладов микромеханизмов упрочнения, которые имеют термоактивационную природу;  $\Sigma\sigma_{2i}$  – суммарное упругое поле дальнего действующего напряжения от различных препятствий;  $\Sigma\sigma_{3i}$  – суммарное сопротивление, обусловленное структурными параметрами типа границ зерен, субграниц, дисперсных частиц и т.п., прохождение которых невозможно без концентрации напряжения.

В первое слагаемое  $\Sigma\sigma_{1i}$  в качестве основной составляющей входит напряжение Пайерлса–Набарро – сопротивление движению дислокаций со стороны кристаллической решетки. Именно наличие этого слагаемого обуславливает для ОЦК-металлов резкую температурную зависимость предела текучести в области низких температур (до  $0.2T_m$ ). Напряжение Тейлора входит во вторую группу слагаемых  $\Sigma\sigma_{2i}$ , где сопротивление движению дислокации вызвано упругими полями. Чувствительность упругих полей к температуре определяется только чувствительностью упругих характеристик,



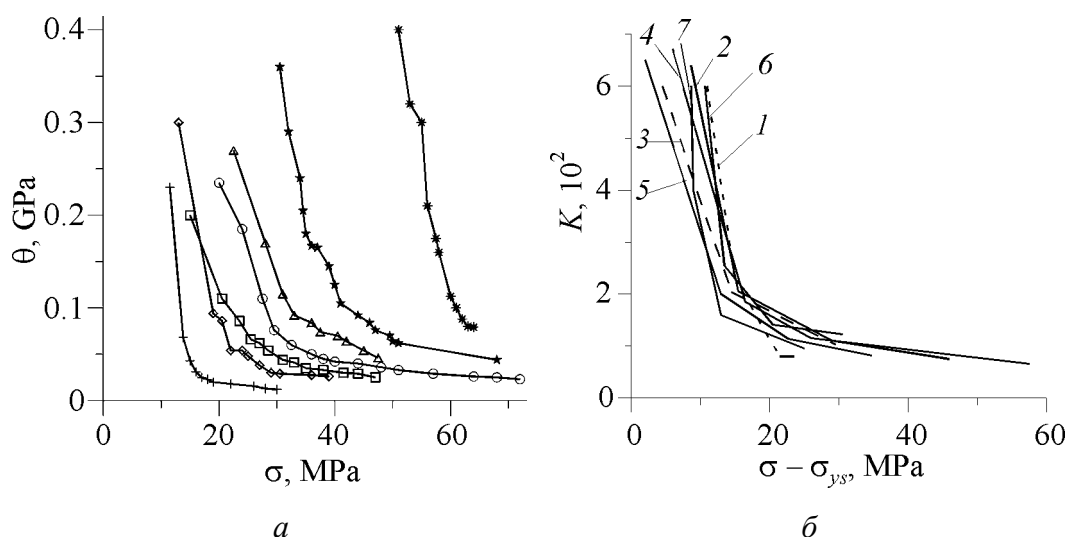
**Рис. 2.** Влияние температуры на соотношение параметров деформационного упрочнения  $K_1/\sigma_{0,2}$ :  $\circ$  – молибден марки МЧВП ( $D = 100 \mu\text{m}$ );  $\bullet$  – МЧВП ( $D = 40 \mu\text{m}$ );  $\Delta$  – Mo + 4.5% TiN;  $\blacktriangle$  – V;  $\blacklozenge$  – Fe + 3.2% Si

изменение которых под влиянием температуры в ОЦК-металлах много меньше, чем изменение предела текучести. Следуя этой логике, температурная зависимость коэффициентов упрочнения должна быть достаточно слабой и определяться, как и в случае ГЦК-металлов, либо температурной зависимостью упругих констант, либо процессами коллективного взаимодействия между дислокациями.

Однако эксперименты говорят о другом. Моисеев с сотр. [1] при исследовании параметров упрочнения

молибдена и его сплавов в широком интервале температур (от  $-196$  до  $1000^\circ\text{C}$ ) показал (рис. 2), что во всем этом интервале отношение коэффициента упрочнения  $K_1$  к пределу текучести  $\sigma_{0,2}$  является практически постоянной величиной.

Мы рассчитали параметры упрочнения молибдена в широком интервале температур и перестроили кривые в координатах  $d\sigma/d\varepsilon-\sigma$  (рис. 3,а). В соответствии с теорией Тейлора (уравнение (1)) полученные зависимости были преобразованы путем вычитания значения предела текучести из величины приложенного напряжения по оси абсцисс, а также двойной нормировкой оси ординат на приведенные к комнатной температуре значения модуля упругости и предела текучести (рис. 3,б).



**Рис. 3.** Кривые упрочнения молибдена в координатах  $\theta-\sigma$  (а) и после нормировки  $K = (\theta/\sigma)\sigma_{ys}^{20^\circ\text{C}}$  (б): а –  $T, ^\circ\text{C}$ :  $*$  – 20,  $\star$  – 100,  $\blacktriangle$  – 220,  $\circ$  – 330,  $\square$  – 450,  $+$  – 610,  $\diamond$  – 1000; б –  $T, ^\circ\text{C}$ : 1 – 20, 2 – 100, 3 – 220, 4 – 330, 5 – 450, 6 – 610, 7 – 1000

Данные, представленные на рис. 3,б, показывают, что после нормировки наблюдается хорошее совпадение параметров упрочнения во всем исследованном диапазоне температур испытаний. Значения коэффициентов упрочнения ( $K_{II}$ ,  $K_{III}$ ,  $\theta_{IV}$ ) и деформирующего напряжения ( $\sigma_{II}$  и  $\sigma_{III}$ ) на каждой стадии упрочнения приведены в табл. 1. Наблюдаемые отклонения этих параметров от постоянной величины могут свидетельствовать о роли коллективных процессов взаимодействия между дислокациями на разных стадиях в различных температурных интервалах.

Таблица 1

Влияние температуры на параметры упрочнения молибдена

$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{0.2}, \text{MPa}$	$K_{II}$	$K_{III}$	$\sigma_{II}, \text{MPa}$	$\sigma_{III}, \text{MPa}$	$\theta_{IV}$
20	40	92	23	17.5	25	80
100	22.5	63	7.1	18.5	44.5	110
220	18	40	6.8	19.5	44.5	102
330	14	46	7.4	20	43.5	115
450	12.3	41	8.8	18	35	113
610	8.5	123	16	16	29	141
1000	5	667	60	10	15.5	160

Индивидуальные свойства дислокаций проявляются на всех стадиях деформационного упрочнения и учитываются путем нормировки параметров упрочнения на предел текучести. Физическая причина резкой температурной зависимости коэффициентов упрочнения связана с тем, что в первое слагаемое уравнения (3) кроме силы Пайерлса–Набарро входит параметр  $\sigma_f$ , характеризующий сопротивление со стороны дислокаций леса при их пересечении подвижными дислокациями. Поскольку температурная чувствительность этого напряжения такая же, как напряжения Пайерлса–Набарро, коэффициенты упрочнения проявляют чувствительность к температуре, подобную той, которая наблюдается для предела текучести.

Отметим, что изложенный выше анализ кривых упрочнения был проведен по результатам испытания образцов на растяжение при различных температурах с фотометрированием их рабочей части в процессе деформации. Это трудоемкий эксперимент, требующий к тому же учета перераспределения напряжений в образце с момента шейкообразования. Поэтому в работе [7] для анализа кривых упрочнения деформированных материалов нами предложен более простой метод расчета параметров упрочнения с использованием испытания образцов на одноосное сжатие.

### Закономерности упрочнения предварительно деформированных материалов

Сравнительный анализ механического поведения предварительно продеформированных материалов проводится на образцах правильной кубической формы с размером грани 3 mm в трех взаимно перпендикулярных направлениях. Обработка первичных кривых деформирования позволяет получить истинные кривые

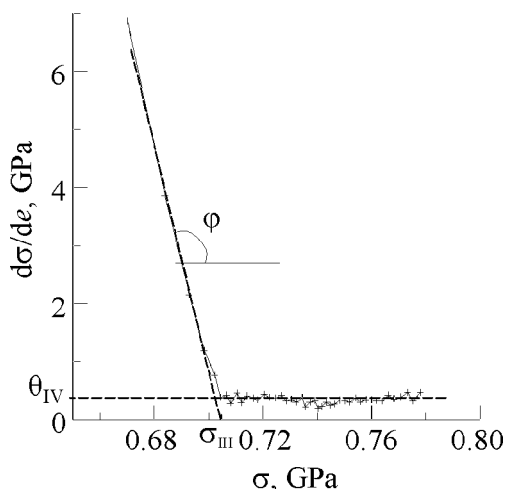


Рис. 4. Кривая упрочнения деформированного титана ( $e = 1.25$ ), пересчитанная в координатах  $d\sigma/de-\sigma$ ;  $\operatorname{tg}\varphi = K_{III}$

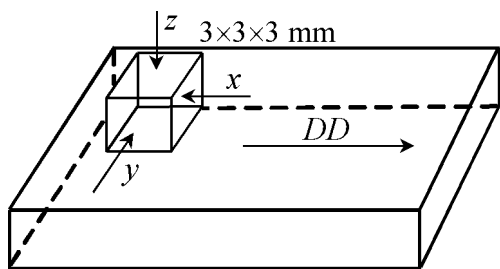


Рис. 5. Схема вырезки образца ( $3 \times 3 \times 3$  mm) из прокатанного листа ( $DD$  – направление вытяжки)

упрочнения  $\sigma-e$ . Дальнейшая перестройка этих кривых в координатах  $d\sigma/de-\sigma$  позволяет определить скорость упрочнения материала при заданной степени предварительной деформации, а при наличии образцов, продеформированных до разных степеней, достаточно точно описать кривую упрочнения в широком диапазоне деформаций.

На рис. 4 приведена пересчитанная в этих координатах кривая упрочнения титана, предварительно продеформированного до деформации  $e = 1.25$ . Данная кривая является результатом компьютерной обработки истинной кривой упрочнения при сжатии образца в направлении приложения усилия при прокатке. На кривой выявляются два ярко выраженных участка: 1) участок резкого замедления скорости упрочнения характеризует условия реновации источников Франка–Рида; 2) участок с постоянным значением  $d\sigma/de$  характеризует скорость упрочнения материала при соответствующей степени повторной деформации. По аналогии с теорией упрочнения неде-

формированных материалов предлагается характеризовать процесс упрочнения предварительно деформированного материала параметрами  $K_{III}$ ,  $\sigma_{III}$  и  $\theta_{IV}$ .

Параметр  $K_{III}$  определяется как угол наклона на кривой  $d\sigma/de-\sigma$  на начальном участке упрочнения. Величина  $K_{III}$  связана со скоростью реновации источников Франка–Рида при переходе дислокаций из неподвижного состояния в подвижное вплоть до возобновления условий деформации, которые реализовывались в образце до момента разгрузки. Параметр  $\sigma_{III}$  определяется как точка пересечения прямой начальной стадии упрочнения с осью напряжений. Формально эта точка соответствует напряжению Войса [2] для деформированного материала. Параметр  $\theta_{IV}$  – скорость линейного упрочнения деформированного материала.

Эта методика использована для расчета параметров упрочнения предварительно деформированного титана, полученного по разным схемам деформирования. В табл. 2 представлены результаты эксперимента, выполненного на титане, продеформированном прокаткой до разных степеней деформации от 0.18 до 1.6. Схема вырезки образцов показана на рис. 5.

Результаты расчетов параметров упрочнения образцов титана, деформированных прокаткой

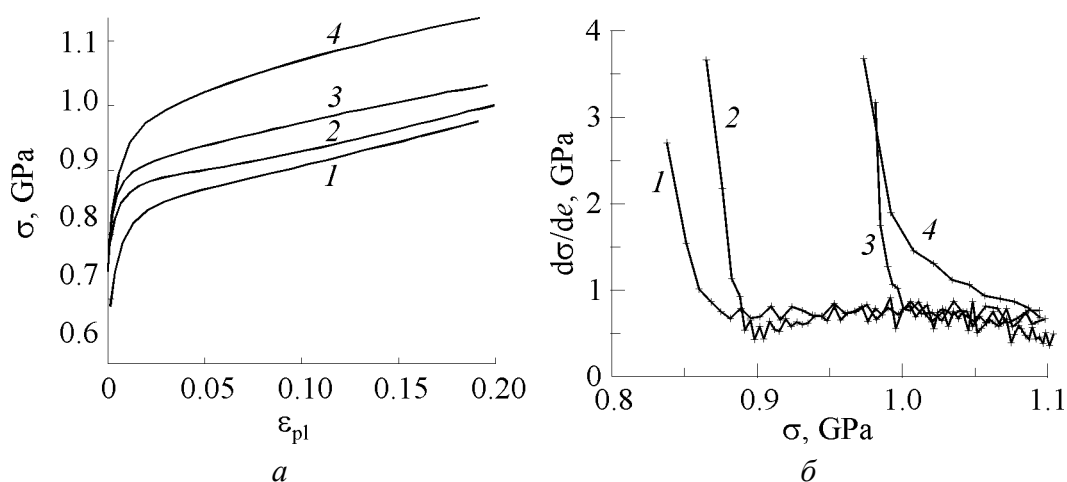
Степень предварительной деформации $e$	Параметры упрочнения образцов титана				
	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_{10}$ , МПа	$\theta_{IV}$ , МПа	$K_{III}$	$\sigma_{III}$ , МПа
Направление испытаний – ось X					
0.18	418	575	827	60	537
0.36	565	750	867	13	776
0.5	570	690	430	72	642
0.7	640	745	595	35	720
1.0	615	745	274	79	721
1.25	607	635	354	169	707
1.6	705	705	0	195	752
Направление испытаний – ось Y					
0.18	395	540	514	54	519
0.36	647	660	44	347	649
0.5	630	675	224	89	683
0.7	620	705	194	46	686
1.0	655	798	398	30	780
1.25	705	815	351	47	793
1.6	700	800	440	37	805
Направление испытаний – ось Z					
0.18	470	605	722	11	603
0.36	595	735	428	9	790
0.5	610	810	428	16	805
0.7	573	677	427	66	836
1.0	730	970	208	83	959
1.25	760	930	156	37	909
1.6	860	980	36	80	987

Примечание.  $\sigma_{10}$  – напряжение течения при 10% деформации.

Из представленных результатов следует, что при сжатии образцов в направлениях X и Z скорость линейного упрочнения  $\theta_{IV}$  снижается по мере роста степени предварительной деформации, достигая практически нулевых значений при  $e = 1.6$ . При сжатии в направлении Y параметры упрочнения сначала снижаются от 800 до 200 МПа, однако при деформациях  $e > 0.8$  несколько повышаются до 350–400 МПа. Аналогичное снижение коэффициентов линейного упрочнения наблюдалось нами при исследовании прокатанных образцов железа [8].

Материалы, продеформированные методом ИПД, демонстрируют принципиально иное механическое поведение. На рис. 6 приведены результаты исследований образцов титана, испытанных на сжатие после равноканального углового прессования (РКУП). Образцы были вырезаны в трех взаимно перпендикулярных направлениях X, Y, Z, соответствующих плоскостям прямоугольного темплета РКУП-образца (рис. 6, кривые 1, 2, 3). Кроме того,





**Рис. 6.** Кривые упрочнения РКУП-титана в истинных координатах (*a*) и в координатах  $d\sigma/d\varepsilon$ – $\sigma$  (*b*), испытанного на сжатие в разных плоскостях: 1 – в направлении X, 2 – Z, 3 – Y, 4 – под углом 45° к плоскости основания образца

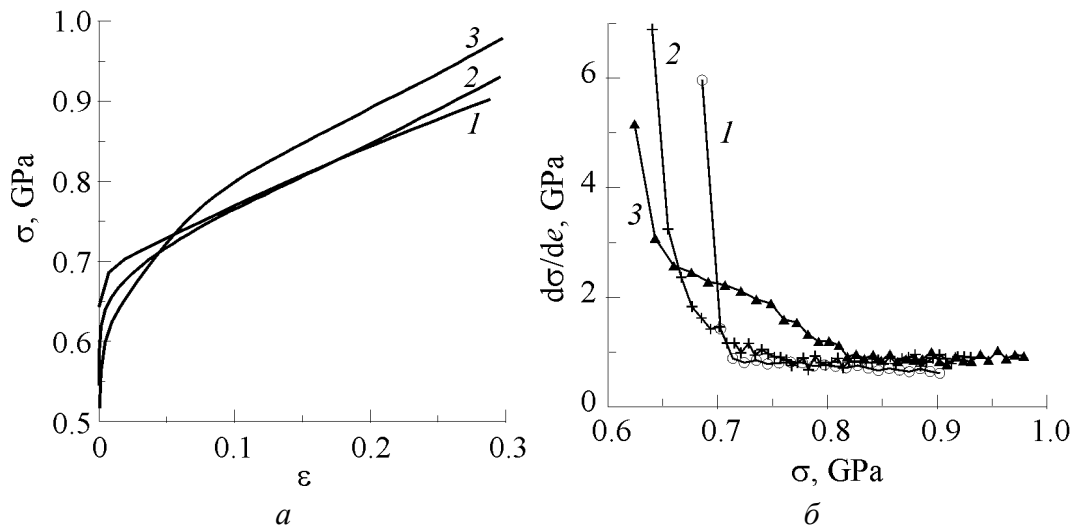
были исследованы образцы, вырезанные в плоскости, соответствующей плоскости легкого сдвига при последнем прессовании (она расположена под углом 45° к плоскости основания образца) (рис. 6, кривая 4).

Из рисунка видно, что кривые упрочнения образцов, вырезанных в трех взаимно перпендикулярных направлениях, практически совпадают, а абсолютные значения коэффициентов линейного упрочнения очень высоки и сопоставимы с величиной предела текучести исследованного материала.

Аналогичные результаты были получены нами при испытаниях титановых образцов, подвергнутых ИПД путем винтовой экструзии. Брусок титанового сплава ВТ1-0 размерами 30 × 50 × 90 mm был продеформирован методом винтовой экструзии по схеме: 4 прохода при 400°C + 1 проход при 20°C. После экструзии из деформированного материала были изготовлены образцы на одноосное растяжение и одноосное сжатие.

Образцы на сжатие были испытаны в трех взаимно перпендикулярных направлениях. Плоскости образцов совпадали с плоскостями прямоугольной заготовки, полученной в результате винтовой экструзии. На рис. 7 представлены кривые упрочнения, построенные по результатам испытания на сжатие при комнатной температуре (*a*) и преобразованные в координатах  $d\sigma/d\varepsilon$ – $\sigma$  (*b*). Абсолютные значения предела текучести  $\sigma_{0.2}$  вдоль осей X, Y, Z составляют соответственно, МПа: 630, 520, 600. Угол наклона на линейной стадии упрочнения очень высокий, коэффициент линейного упрочнения во всех случаях изменяется в пределах 700–850 МПа.

Полученные результаты показывают, что образцы титана, деформированные методами ИПД (винтовой экструзией или РКУП), демонстрируют высокий коэффициент линейного упрочнения, который значительно выше, чем при традиционных методах деформации, например при прокатке. Кроме того, обращает на себя внимание значительно меньшая анизотропия механических свойств образцов, подвергнутых ИПД.



**Рис. 7.** Кривые упрочнения титана, продеформированного винтовой экструзией и испытанного на сжатие в плоскостях  $X$  (кривая 1),  $Z$  (2),  $Y$  (3):  $a$  – первичные кривые,  $b$  – пересчитанные в координатах  $d\sigma/d\varepsilon-\sigma$

Результаты исследования параметров упрочненных образцов титана, продеформированных винтовой экструзией и испытанных на одноосное растяжение вдоль оси  $Y$  в интервале температур 20–500°C, представлены в табл. 3.

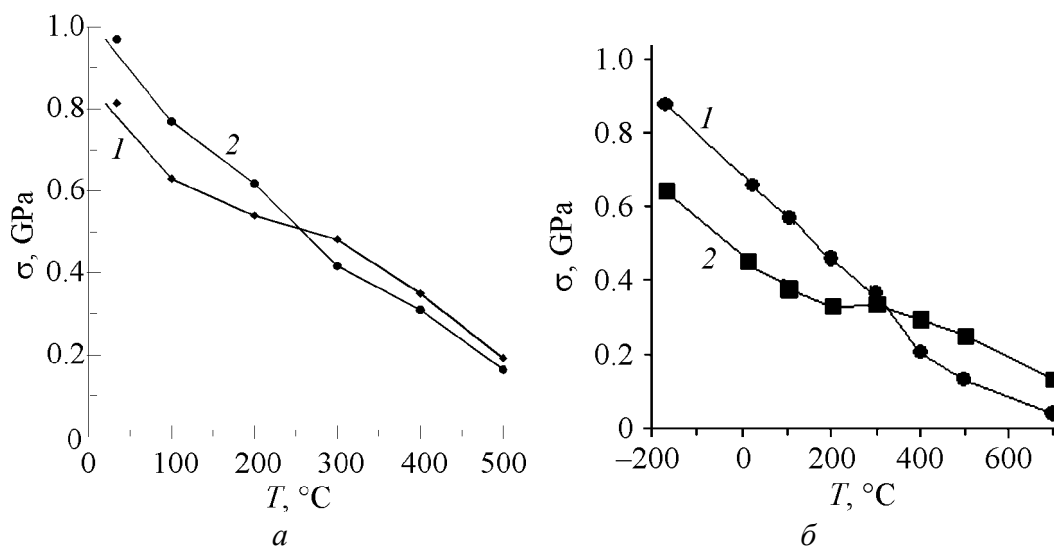
Таблица 3

**Влияние температуры испытаний на параметры упрочнения титана, деформированного винтовой экструзией (испытание на растяжение)**

№ образца	$T, ^\circ\text{C}$	Параметры упрочнения	
		$\sigma_{0.2}$	$\theta$
1	20	660	640
2	100	630	769
3	200	540	618
4	300	482	417
5	400	350	310
6	500	192	164

Из данных табл. 3 видно, что значения предела текучести и коэффициентов линейного упрочнения во всем исследованном интервале температур практически совпадают, хотя оба параметра проявляют тенденцию к заметному падению с ростом температуры. Графики температурной зависимости этих параметров упрочнения приведены на рис. 8.

Понижение предела текучести с повышением температуры определяется термоактивационной природой движения дислокаций. Практическое совпадение значений предела текучести и коэффициента линейного упрочнения  $\theta$  при всех температурах у материала, подвергнутого ИПД, свидетельствует об атермическом характере коллективных процессов взаимодействия между дислокациями, которые отвечают за процесс структурообразования.



**Рис. 8.** Температурные зависимости предела текучести  $\sigma_{0.2}$  (кривые 1) и коэффициента линейного упрочнения  $\theta$  (кривые 2) титана, деформированного винтовой экстрюзией (одноосное растяжение) (а) и прокаткой ( $e = 1.6$ ) (б)

Этот эффект не воспроизводится на материалах, полученных деформацией прокаткой (рис. 8, б). Как видно из рисунка, в образцах, полученных прокаткой, коэффициент линейного упрочнения в температурном интервале  $-200 + 300^\circ\text{C}$  ниже предела текучести (потому имеет место быстрая локализация). Температурная зависимость коэффициента линейного упрочнения при температурах выше  $300^\circ\text{C}$  пересекает температурную зависимость предела текучести. Как следствие, при этих температурах появляется значительная равномерная деформация.

Отметим, что у образцов, полученных методом ИПД, условие локализации по Консидеру  $d\sigma/d\varepsilon < \sigma$  не выполняется в широком диапазоне температур испытаний и поэтому такие образцы не должны формировать шейку при испытаниях на одноосное растяжение. Тем не менее процесс шейкообразования в этих образцах происходит достаточно быстро при всех температурах испытаний. Равномерная деформация образцов во всех случаях не превышает 4%, а суммарная деформация не больше 10%. Это несоответствие может быть связано с тем, что при растяжении образцов в области границ нанозерен происходят растрескивание и последующее порообразование. Возникновение несплошностей и рост пористости, как известно [9], приводят к резкому снижению равномерной деформации материала. Косвенным подтверждением образования пор при растяжении образца после винтовой экстрюзии служат данные фактографического анализа (рис. 9, б).

### Выводы

1. Характер кривых деформационного упрочнения определяется особенностями кристаллографического строения исследуемого материала и зависит от температурно-скоростных условий деформирования.

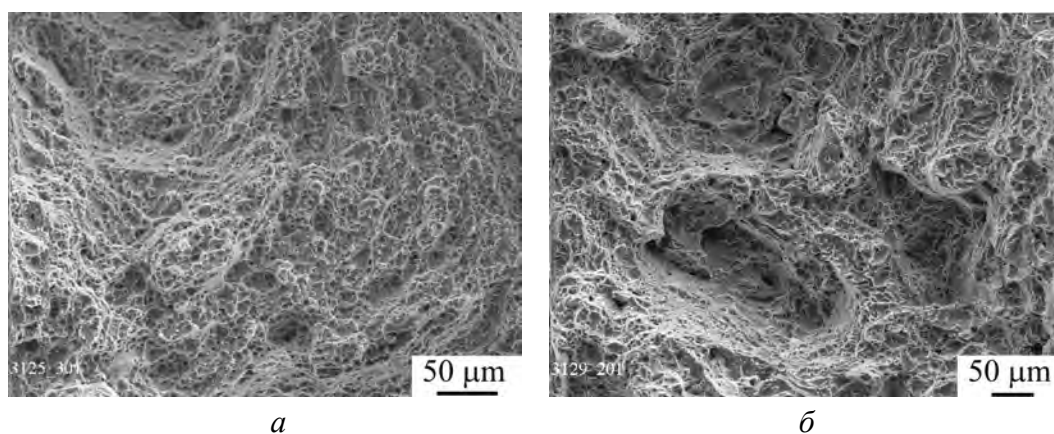


Рис. 9. Поверхность разрушения деформированного титана: *а* – прокатка, *б* – винтовая экструзия

2. Температурная чувствительность коэффициентов упрочнения в ГЦК-материалах определяется зависимостью от температуры модуля сдвига  $G$ . В ОЦК- и ГПУ-материалах основной вклад в температурную зависимость коэффициентов упрочнения вносит термоактивированное движение дислокаций, которое может быть учтено при анализе кривых деформационного упрочнения путем нормировки параметра, характеризующего скорость (коэффициент) линейного упрочнения  $\theta$  на величину предела текучести.

3. Материалы, полученные методом ИПД, демонстрируют высокие коэффициенты линейного упрочнения, соизмеримые с пределом текучести. Этим они принципиально отличаются от материалов, полученных по традиционным схемам деформации (прокатка, волочение и т.п.).

4. Для материалов, полученных методом ИПД, соотношение  $\theta \approx \sigma_{ys}$  выполняется в широком интервале температур испытаний, что свидетельствует о несущественном влиянии температуры на коллективные дислокационные процессы, происходящие в материале при формировании деформационной наноструктуры.

5. Известные аномалии в механическом поведении ИПД-наноматериалов (сравнительно большая равномерная деформация, повышенное сопротивление усталостному разрушению и существенное увеличение напряжения течения при изменении моды деформации) являются следствием высокого значения коэффициентов линейного упрочнения данного класса наноматериалов.

1. В.И.Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский и др., Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов, В.И. Трефилов (ред.), Наукова думка, Киев, (1987).
2. U.F. Kocks, H. Mesking, Prog. Mater. Sci. **48**, 171 (2003).
3. Ю.Н. Подрезов, С.А. Фирстов, ФТВД **16**, № 4, 37 (2006).
4. M. Zehetbauer, V. Seumer, Acta metall. mater. **41**, 577 (1993).
5. M. Zehetbauer, D. Trattner, Mater. Sci. Eng. **89**, 93 (1987).
6. В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов, Физические основы прочности тугоплавких металлов, Наукова думка, Киев (1975).

7. Е.М. Борисовская, Д.Г. Вербило, В.А. Писаренко, Ю.Н. Подрезов, В.А. Назаренко, Я.И. Евич, В.И. Копылов, ФТВД **17**, № 2, 110 (2007).
8. Е.М. Борисовская, Д.Г. Вербило, В.И. Даниленко, Я.И. Евич, В.А. Писаренко, Ю.Н. Подрезов, С.А. Фирстов, Наноструктурное материаловедение **1**, 52 (2007).
9. Ю.Н. Подрезов, С.А. Фирстов, Ю.Н. Иващенко, К. Пеликан, Э. Дудрова, Л. Парилак, М. Шлесар, М. Бестерци, И.И. Иванова, А.Н. Демидик, Структура и прочность порошковых материалов, Наукова думка, Киев (1993).

Ю.М. Подрезов

### МЕХАНІЗМИ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ОСОБЛИВОСТІ МЕХАНІЧНОЇ ПОВЕДІНКИ НАНОМАТЕРІАЛІВ ДЕФОРМАЦІЙНОГО ПОХОДЖЕННЯ

Проаналізовано закономірності зміцнення наноматеріалів, отриманих інтенсивною пластичною деформацією (ППД), і розглянуто зв'язок між еволюцією деформаційної структури і параметрами зміцнення. Особливу увагу приділено встановленню загальних закономірностей зміцнення, властивих всім матеріалам, незалежно від їх кристалографічної будови і схеми отримання, а також дослідженню особливостей зміцнення, які виявляються у різних класів матеріалів. Розглянуто вплив температури випробування на параметри зміцнення деформованих матеріалів.

Yu.N. Podrezov

### MECHANISMS OF STRUCTURIZATION AND FEATURES OF MECHANICAL BEHAVIOR OF NANOMATERIALS OF DEFORMATION ORIGIN

Strength of nanomaterials obtained by severe plastic deformation (SPD) has been analyzed. Connection between deformation structure evolution and mechanical behavior of this type of materials are discussed. A special attention is paid to establishment of general laws of nanomaterials strengthening regardless of their crystallographic structure and deformation scheme. Influence of the testing temperature on parameters of the deformed materials consolidation has been considered.

**Fig. 1.** Influence of temperature ( $a$ ) and deformation rate ( $b$ ) on ordering parameters in 99.95% Cu, deformed by twisting:  $a - T$ , K: \* - 77,  $\square$  - 293,  $\times$  - 373,  $\nabla$  - 473;  $\gamma = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ;  $b - \dot{\gamma}$ ,  $\text{s}^{-1}$ : + - 1,  $\times$  -  $10^{-2}$ , \* -  $10^{-4}$ ;  $T = 293 \text{ K}$

**Fig. 2.** Influence of temperature on the ratio of deformation-hardening parameters  $K_1/\sigma_{0.2}$ :  $\circ$  - molybdenum of the МЧВП quality ( $D = 100 \mu\text{m}$ );  $\bullet$  - МЧВП ( $D = 40 \mu\text{m}$ );  $\Delta$  - Mo + 4.5% TiN;  $\blacktriangle$  - V;  $\blacklozenge$  - Fe + 3.2% Si

**Fig. 3.** Molybdenum hardening curves in coordinates  $\theta - \sigma$  ( $a$ ) and after normalization  $K = (\theta/\sigma)\sigma_{ys}^{20^\circ\text{C}}$  ( $b$ ):  $\varepsilon - \sigma$ :  $a - T$ ,  $^\circ\text{C}$ : \* - 20,  $\star$  - 100,  $\blacktriangle$  - 220,  $\circ$  - 330,  $\square$  - 450, + - 610,  $\diamond$  - 1000;  $b - T$ ,  $^\circ\text{C}$ : 1 - 20, 2 - 100, 3 - 220, 4 - 330, 5 - 450, 6 - 610, 7 - 1000

**Fig. 4.** Curve for deformed titanium hardening ( $e = 1.25$ ) recalculated in coordinates  $d\sigma/de-\sigma$

**Fig. 5.** Scheme of  $3 \times 3 \times 3$  mm sample cutting from rolled sheet ( $DD$  – drawing direction)

**Fig. 6.** Curves for ECAP-titanium hardening, in real coordinates ( $a$ ) and in coordinates  $d\sigma/d\varepsilon-\sigma$  ( $\bar{b}$ ), tested for compression in different planes: 1 – in direction  $X$ , 2 –  $Z$ , 3 –  $Y$ , 4 – at an angle of  $45^\circ$  to the plane of sample base

**Fig. 7.** Hardening curves for titanium deformed by twist extrusion and tested for compression in the planes:  $X$  (curve 1),  $Z$  (2),  $Y$  (3):  $a$  – primary curves,  $\bar{b}$  – recalculated in coordinates  $d\sigma/d\varepsilon-\sigma$

**Fig. 8.** Temperature dependences of yield strength  $\sigma_{0.2}$  (curves 1) and coefficient of linear hardening  $\theta$  (curves 2) for titanium deformed by twist extrusion (uniaxial tension) ( $a$ ) and rolling ( $e = 1.6$ ) ( $\bar{b}$ )

**Fig. 9.** Surface of deformed titanium failure:  $a$  – rolling,  $\bar{b}$  – twist extrusion