

PACS: 62.20.–x

Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, Н.И. Даниленко, Н.М. Марченко,
С.А. Фирстов

СТРУКТУРНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ РАВНОМЕРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ОБЛАСТИ НАНОЗЕРЕН

Статья поступила в редакцию 14 января 2015 года

Проанализирована зависимость равномерной деформации от размера зерна в поликристаллических материалах. Установлено, что характер этой зависимости определяется структурной чувствительностью кривых деформационного упрочнения и при определенном соотношении параметров упрочнения равномерная деформация может увеличиваться при уменьшении размера зерна. Показано, что в материалах с деформационной наноструктурой повышенная склонность к локализации обусловлена деградацией упрочнения вследствие ориентации плоскостей скольжения вдоль направления деформации. Материалы, продеформированные методами интенсивной пластической деформации (ИПД), лишены этого недостатка, что делает их потенциально пригодными для реализации большой равномерной деформации в наноструктурном состоянии.

Ключевые слова: равномерная деформация, локализация, упрочнение, структурная чувствительность, нанозерна

Проаналізовано залежність рівномірної деформації від розміру зерна в полікристалічних матеріалах. Встановлено, що характер цієї залежності визначається структурною чутливістю кривих деформаційного зміцнення і при певному співвідношенні параметрів зміцнення рівномірна деформація може збільшуватися при зменшенні розміру зерна. Показано, що в матеріалах з деформаційною наноструктурою підвищена схильність до локалізації обумовлена деградацією зміцнення через орієнтацію площин ковзання уздовж напрямку деформації. Матеріали, які продеформовано методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД), позбавлені цього недоліку, що робить їх потенційно придатними для реалізації великої рівномірної деформації в наноструктурному стані.

Ключові слова: рівномірна деформація, локалізація, зміцнення, структурна чутливість, нанозерна

В последние годы активно дискутируется вопрос о возможности реализации большой равномерной деформации в наноматериалах деформационного происхождения. Основанием для такой дискуссии послужила работа Р.З. Валиева [1], в которой было показано, что в некоторых материалах (титан и медь), продеформированных методами ИПД, резко возрастает удлинение. Впоследст-

ность к этому параметру истинных кривых деформационного упрочнения. Данное положение в полной мере относится к зависимости равномерной деформации от размера зерна, которую можно проанализировать на основании информации о чувствительности к размеру зерна кривой деформационного упрочнения, построенной в координатах истинное напряжение–истинная деформация.

Для этого выделим три интервала деформации, где значение деформирующего напряжения и, как следствие, его структурная чувствительность обусловлены разными механизмами деформации. На начальной стадии пластической деформации происходит формирование физического предела текучести. Согласно представлениям, которые развиты в работах Холла и Петча [5,6], макроскопическая деформация в поликристалле происходит вследствие эстафетного механизма передачи скольжения от одного зерна к другому. Данный механизм активируется благодаря концентрации напряжения в голове дислокационного скопления и срабатывания источника Франке–Рида в соседнем зерне. Согласно этой модели размер зерна ограничивает длину плоского скопления дислокаций и соответственно возможную концентрацию напряжения в голове скопления. Структурная чувствительность предела текучести описывается уравнением

$$\sigma_{\mu} = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}, \quad (2)$$

где σ_0 – предел текучести монокристалла, k_y – коэффициент пропорциональности.

Вторая стадия соответствует интервалу деформаций, где реализуются дислокационные механизмы деформационного упрочнения. Структурная чувствительность деформирующего напряжения к размеру зерна определяется тем, что с уменьшением размера зерна резко увеличивается плотность дислокаций в отдельных зернах и растет сопротивление течению. Механизм влияния размера зерна на деформационное упрочнение детально рассмотрел Конрад в работе [7]. Он показал, что зависимость деформирующего напряжения от размера зерна при любой степени деформации формально подчиняется уравнению (2). Однако за пределом текучести структурная чувствительность напряжения течения определяется не эстафетным механизмом, а особенностями размножения дислокаций. При анализе автор исходил из аддитивности вкладов разных факторов в формирование напряжения течения, выделяя отдельным слагаемым деформационное упрочнение σ_{st} , которое описывается уравнением Тейлора:

$$\sigma_y = \sigma^* + \alpha G b \rho^{1/2}, \quad (3)$$

где σ^* – вклад в напряжение течения других структурных факторов; α – коэффициент, величина которого на разных стадиях разная; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; ρ – плотность дислокаций.

Соотношение (2) вытекает из уравнения (3), если при данной степени деформации плотность дислокаций в материале пропорциональна обратному диаметру зерна. Такая зависимость плотности дислокаций от величины зерна может быть получена, если считать, что размер зерна влияет главным образом на среднюю длину свободного пробега. Выражая деформацию сдвига в виде

$$e = \rho bs \quad (4)$$

(где ρ – плотность дислокаций; s – среднее расстояние, на которое перемещаются дислокации) и считая в первом приближении

$$s \approx Cd \quad (5)$$

(где C – постоянная), получаем искомую зависимость комбинацией уравнений (4) и (5):

$$\rho = \rho_0 + \frac{e}{bCd}. \quad (6)$$

В данном случае ρ_0 – начальная плотность дислокации. Подставляя значение ρ в уравнение (3), получаем

$$\sigma_y = \sigma^* + \alpha Gb \left(\rho_0 + \frac{e}{bCd} \right)^{1/2}. \quad (7)$$

Выделяя в уравнении (7) параметр σ_μ (вклад в напряжение течения исходных дислокаций):

$$\sigma_y = \sigma^* + \sigma_\mu + \alpha G \left(\frac{b}{C} \right)^{1/3} e^{1/2} d^{-1/2}, \quad (8)$$

с учетом $\sigma_0 = \sigma^* + \sigma_\mu$ приходим к уравнению, эквивалентному соотношению Холла–Петча, причем параметр k_y зависит от степени деформации:

$$k_y = \alpha G (b/C)^{1/2} e^{1/2}. \quad (9)$$

Отметим, что для этой стадии характерен параболический закон упрочнения: напряжение деформационного упрочнения возрастает с увеличением деформации пропорционально $e^{1/2}$.

Третья стадия – стадия линейного упрочнения. На этой стадии деформация происходит по ротационному механизму. В области больших деформаций структурная чувствительность скорости упрочнения может быть связана с особой ролью границ в зарождении вблизи них ротационных дефектов, например дисклинаций по механизму, предложенному Перевезенцевым в работе [8]. Об особой роли границ свидетельствуют также данные работы Салищева с сотр. [9], где зафиксировано изменение разориентации в большеугловых границах при формировании вблизи них деформационных дефектов с большой разориентировкой.

Оба приведенных примера указывают на ведущую роль границ в зарождении дисклинационных дефектов. К сожалению, в рамках дисклинационной модели пока не существует строгого решения проблемы о структурной чувствительности упрочнения. Однако влияние размера зерна на скорость упрочнения на линейной стадии можно предсказать в рамках кинетической модели, которая используется для анализа закономерностей упрочнения при больших деформациях [10,11]. Связь между скоростью размножения дислокаций и скоростью упрочнения выражается в виде

$$\sigma \frac{d\sigma}{de} = \frac{(\alpha Gb)^2}{2} \frac{d\rho}{de}. \quad (10)$$

Кинетика размножения дислокаций подчиняется условию

$$\frac{d\rho}{de} = \frac{\beta}{bd} + k_f \rho^{1/2} - k_a \rho, \quad (11)$$

где k_f – коэффициент, который определяет интенсивность размножения дислокаций на дислокациях леса; k_a – коэффициент аннигиляции винтовых дислокаций.

Тогда с учетом уравнений (10) и (11) можно сделать вывод, что скорость деформационного упрочнения повышается с уменьшением размера зерна, Исследования влияния размера зерна на основной параметр кинетической теории – скорость упрочнения – целесообразно проводить в координатах $d\sigma/de = f(d^{-1/2})$.

Вопрос о структурной чувствительности кривой упрочнения экспериментально изучен нами в работе [12]. Для исследования был выбран малолегированный сплав молибдена ЦМ-6 – материал, в котором благодаря отсутствию фазовых превращений удастся изменять размер зерна в широких пределах путем отжига при разных температурах. Образцы отжигали в вакуумной печи при 1300–1700°C, размер зерна изменялся в диапазоне от 13 до 277 μm . Отожженные образцы испытывали на одноосное растяжение с записью диаграмм нагружения, которые пересчитывали в координатах истинное напряжение–истинная деформация. В области равномерной деформации пересчет выполняли по известным формулам [13], позволяющим пересчитывать текущее изменение длины образца в изменение площади поперечного пересечения с учетом условия неизменности деформируемого объема. В области шейки текущую деформацию определяли с помощью фотографирования рабочей части образца и измерения на соответствующих микрофотографиях размеров шейки. Текущие значения размера поперечного пересечения в дальнейшем использовали для расчета истинного напряжения и истинной деформации. Полученные экспериментальные кривые деформационного упрочнения молибдена, отожженного при разных температурах, представлены на рис. 2,а.

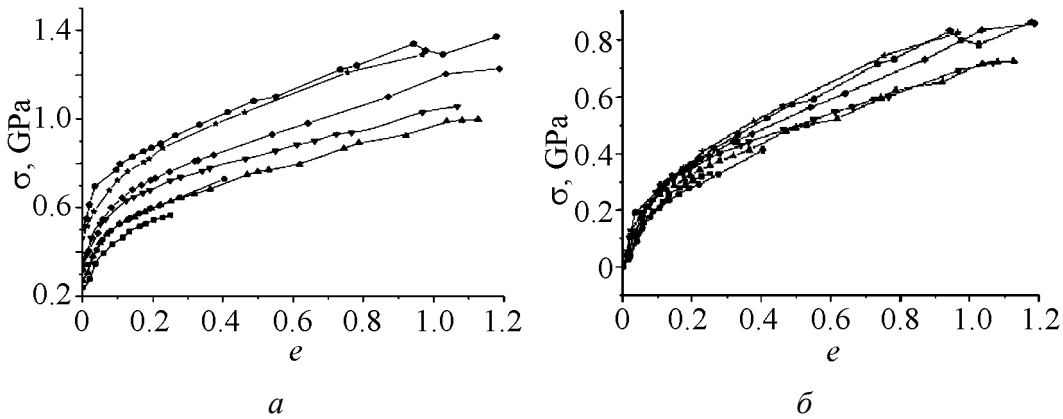


Рис. 2. Кривые деформационного упрочнения молибдена, отожженного до разных размеров зерен d , μm : ■ – 277, ● – 148, ▲ – 70, ▼ – 46, ◆ – 26, ★ – 16, ⬆ – 13; a – в координатах σ – e , b – в координатах σ_{st} – e

Анализ экспериментальных данных показал, что на первой стадии деформации в соответствии с моделью Холла–Петча зависимость предела текучести от размера зерна описывается уравнением

$$100 + 0.95d^{-1/2}. \quad (12)$$

На второй стадии для анализа структурной чувствительности параметров деформационного упрочнения, следуя Конраду [7], из величины истинного деформирующего напряжения были вычтены структурные факторы, не связанные с размножением дислокаций: $\sigma_{\text{st}} = \sigma - \sigma_{02}$. Зависимость напряжения деформационного упрочнения σ_{st} от степени деформации представлена на рис. 2,б. Видно, что с уменьшением размера зерна деформационное упрочнение усиливается, при этом для всех степеней деформации структурная чувствительность деформационного упрочнения аппроксимируется зависимостью, подобной уравнению (1):

$$\sigma_{\text{st}} = \sigma_{0e} + k_{ye}d^{-1/2}, \quad (13)$$

где индекс « e » указывает на чувствительность параметров, которые входят в данное уравнение, к степени деформаций. Экспериментальная зависимость параметра σ_{0e} от степени деформации экстраполируется параболой $\sigma_{0e} = 550e^{1/2}$. Эта зависимость характеризует кривую деформационного упрочнения материала с бесконечно большим размером зерна ($d^{-1/2} \rightarrow 0$).

Согласно теории Конрада (уравнение (9)) между параметрами k_{ye} и $e^{1/2}$ существует линейная связь. Приведенные экспериментальные зависимости позволяют определить численные значения коэффициентов пропорциональности между k_{ye} и $e^{1/2}$. График зависимости $k_y = f(e^{1/2})$ представлен на рис. 3. Он имеет два интервала, в пределах которых зависимость носит линейный характер, и третий интервал, где линейный закон нарушается. Границы между интервалами соответствуют границам структурных состояний в молиб-

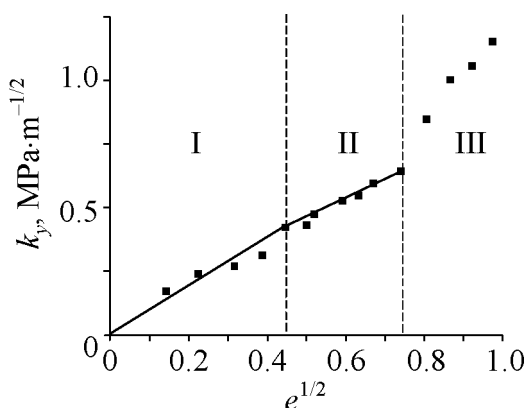


Рис. 3. Зависимость коэффициента k_y от степени деформации в координатах $k_y-e^{1/2}$

дене. Переход от первого участка ко второму происходит при деформациях, соответствующих переходу от структур леса дислокаций к слабоориентированным ячейкам, а от второго к третьему – при деформациях, соответствующих переходу от слабоориентированных ячеек к разориентированным. Для первых двух участков характерен трансляционный механизм деформации и параболическое упрочнение, для третьего – ротационный механизм деформации и линейное упрочнение.

Изменение угла наклона при переходе от первого ко второму участку связано с изменением коэффициента α в уравнении Тейлора. Структурная чувствительность деформационного упрочнения для первого участка описывается выражением

$$\sigma_{st} = 550e^{1/2} + 1.02e^{1/2}d^{-1/2}, \quad (14a)$$

для второго участка – кривой упрочнения

$$\sigma_{st} = 550e^{1/2} + \left[0.45 + 0.75(e^{1/2} - 0.43) \right] d^{-1/2}. \quad (14б)$$

Наличие двух участков принципиально для физической трактовки полученных результатов, однако с учетом незначительного изменения параметра α для упрощения аппроксимации экспериментальных данных оба участка объединены единой зависимостью

$$\sigma_{st} = 550e^{1/2} + 0.9e^{1/2}d^{-1/2}. \quad (14в)$$

Тогда, учитывая напряжение на пределе текучести, структурную чувствительность деформирующего напряжения на первых двух стадиях выразим в виде

$$\sigma = 100 + 0.95d^{-1/2} + 550e^{1/2} + 0.9e^{1/2}d^{-1/2}. \quad (15)$$

В этом уравнении первое слагаемое характеризует напряжение трения решетки, второе согласно модели Холла–Петча – способность границ к реализации эстафетного механизма передачи скольжения, третье – определяет закон параболического упрочнения в материале с бесконечно большим размером зерна и, наконец, четвертое – характеризует структурную чувствительность деформирующего напряжения на параболической стадии упрочнения.

Анализ структурной чувствительности скорости упрочнения на третьей стадии показал, что зависимость между скоростью упрочнения и обратным размером зерна близка к линейной (рис. 4). Это подтверждает целесообразность

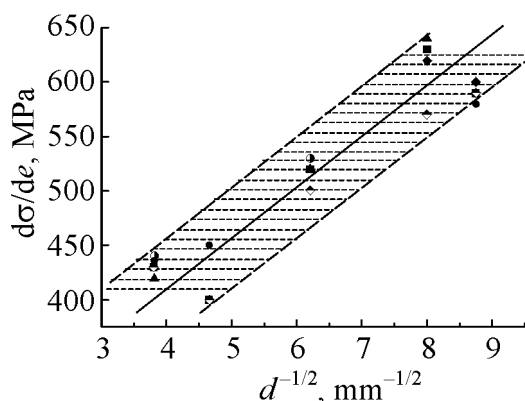


Рис. 4. Зависимость скорости упрочнения от размера зерна, измеренной при разных макродеформациях, %: ▲ – 40, ◆ – 45, ● – 55, ■ – 65, ○ – 75, ◇ – 80

использования кинетической дислокационной модели для описания законов упрочнения на данной стадии. Коэффициент, который характеризует влияние размера зерна на скорость упрочнения, может быть взят из аппроксимации зависимости

$$d\sigma / de = 200 + 1.58d^{-1/2}. \quad (16)$$

Для того чтобы согласовать параболическую и линейную части кривой деформационного упрочнения, примем во внимание, что переход от одной стадии к другой происходит при деформации, для которой выполняется условие равенства скоростей упрочнения на параболической и линейной стадиях. Чтобы определить эту деформацию, возьмем производную от уравнения (15) по деформации и приравняем ее к уравнению (16):

$$(225 + 0.45d^{-1/2})e^{1/2} = 200 + 1.58d^{-1/2}, \quad (17)$$

откуда

$$e_{II-III} = \left(\frac{225 + 0.45d^{-1/2}}{200 + 1.58d^{-1/2}} \right)^2. \quad (18)$$

Подставляя значения e_{II-III} в уравнение (15), можно рассчитать напряжение σ_{II-III} , которое соответствует переходу от второй к третьей стадии для разных размеров зерен. Результаты расчетов приведены в табл. 1.

Таким образом, уравнения (15) и (16) определяют структурную чувствительность деформирующего напряжения на разных стадиях деформационного упрочнения. Уравнение (18) согласовывает процессы упрочнения на второй и третьей стадиях, что позволяет получить единую зависимость деформационного упрочнения.

Ввиду отсутствия масштабных ограничений относительно рассмотренных механизмов деформации в широком диапазоне размеров зерен полученные экспериментальные зависимости были экстраполированы на малые и большие размеры, что дало возможность построить теоретические кривые упрочнения для широкого диапазона размеров зерен. Обработка результатов с помощью компьютерных программ позволила определить параметры упрочнения и проанализировать их структурную чувствительность. Результаты расчетов хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Таблица 1

Рассчитанные значения параметров упрочнения для разных размеров зерен

$d, 10^{-6} \text{ m}$	$d^{-1/2}, \text{ m}^{-1/2}$	$(e_{\text{II-III}})^{1/2}$	$e_{\text{II-III}}$	$\sigma_{\text{II-III}}$	$d\sigma/de$	$\epsilon_{\text{unif}}, \%$
				МПа		
∞	0	1.12	1.06	685	200	30.8
1000	31.6	0.916147	0.957156	683.6771	249.928	29
70	119	0.515345	0.717875	684.7659	388.02	26
46	147	0.453674	0.673553	699.2152	432.26	25
26	196	0.377614	0.614503	732.5751	509.68	24
13	277	0.300669	0.548333	801.4325	637.66	22.5
5	447	0.221116	0.470229	972.4494	906.26	20.5
3	577	0.19007	0.43597	1114.332	1111.66	20
2	707	0.17007	0.412396	1260.875	1317.06	22
1	1000	0.143803	0.379213	1599.86	1780	25
0.225	1500	0.122636	0.350195	2190.37	2570	28

Для расчета величины равномерной деформации и ее зависимости от размера зерна воспользуемся представлениями Консидера, согласно которым равномерная деформация алгебраически определяется уравнением (1), а геометрически – точкой пересечения кривой деформационного упрочнения и ее производной. Алгоритм расчета равномерной деформации для любого размера зерна сводится к определению кривой упрочнения, получению производной от нее и нахождению точки пересечения этих двух зависимостей. На графике рис. 5 приведены расчетные зависимости кривых упрочнения и их производных для разных размеров зерен. Точка пересечения соответствует значению равномерной деформации для экспериментальных и теоретических зависимостей.

Построенные по предложенному алгоритму зависимости равномерной деформации от размера зерна (рис. 6) демонстрируют принципиальную возможность роста этой величины в образцах с малым размером зерна. Расчеты показывают, что при определенных соотношениях между упрочнением на пределе текучести и коэффициентом линейного упрочнения при больших степенях деформации значения равномерной деформации могут существенно увеличиваться при уменьшении размера зерна. Положение точки пересечения зависит от выражений, характеризующих структурную чувствительность упрочнения на стадии формирования предела текучести, которая описывается уравнением Холла–Петча, и на стадии развитой пластической деформации, где она определяется из уравнения Конрада.

Как видно из приведенных графиков, при достаточно большом размере зерна точка пересечения находится на участке, где параболическая зависимость (кривая упрочнения) пересекается с гиперболой (производная) (рис. 5,а–г). В этом случае уменьшение размера зерна ведет к понижению равномерной деформации. При малых размерах зерен момент шейкообразования

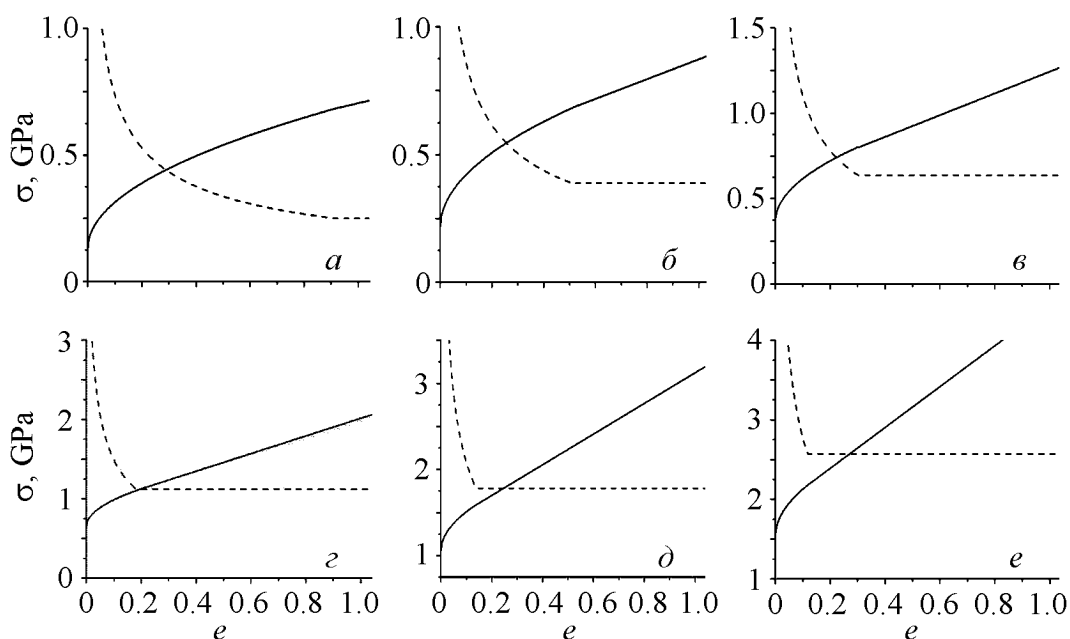


Рис. 5. Определение значения равномерной деформации графическим методом для разных размеров зерен d , μm : $a - 76$, $б - 46$, $в - 16$, $г - 5$, $д - 1$, $e - 0.25$

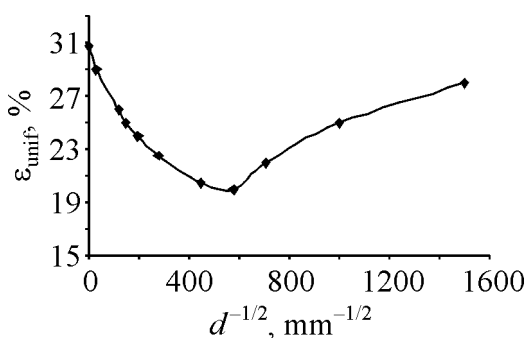


Рис. 6. Структурная чувствительность равномерной деформации в широком диапазоне размеров зерен

отвечает точке пересечения линейной зависимости (кривая упрочнения) и постоянной величины (производная) (рис. 5, д, е). В этом случае значение равномерной деформации существенно возрастает с уменьшением размера зерна.

Таким образом, увеличение равномерной деформации с уменьшением размера зерна в наноструктурированных материалах может рассматриваться как достаточно вероятное явление. Наличие или отсутствие этого эффекта в значительной мере связано с разной структурной чувствительностью параметров упрочнения на различных участках кривой упрочнения. Анализ уравнения (15) свидетельствует о том, что значение деформирующего напряжения зависит от всех четырех слагаемых, тогда как значение производной – только от двух последних членов. Поэтому соотношение между параметрами, характеризующими структурную чувствительность упрочнения на стадиях деформационного упрочнения и при формировании предела текучести, может существенно повлиять на общий результат.

Еще одним фактором, влияющим на структурную чувствительность равномерной деформации, является характер кривой деформационного упроч-

нения. Как следует из результатов эксперимента, увеличение равномерной деформации происходит в том интервале размеров зерен, где точка пересечения, соответствующая реализации условия Консидера, перемещается с параболического на линейный участок. Согласно теории Моисеева–Трефилова показатель параболического упрочнения в уравнении Конрада $n = 1/2$ характерен только для материалов с ОЦК-решеткой, тогда как для других типов решеток этот параметр увеличивается, приближаясь к 1 с уменьшением энергии дефектов упаковки материалов. В соответствии с результатами работы [14] данный параметр для меди и титана равен соответственно 0.96 и 0.92. Это значительно повышает вероятность получения большой равномерной деформации именно в сплавах на основе указанных металлов. Согласно данным Валиева [2] и других авторов [3,4] именно эти материалы демонстрируют аномально высокую деформацию в наноструктурном состоянии, полученном методом ИПД.

К сожалению, кроме физических явлений, способствующих увеличению равномерной деформации в наноструктурированных материалах, существуют факторы, ограничивающие эти возможности. В большинстве они имеют не физическую, а технологическую природу. Неоспоримым является факт, что пластическая деформация – наиболее эффективный метод получения трехмерных изделий с наноструктурой. Такая структура наблюдается в шейке образца, испытанного на одноосное растяжение, или в изделиях, продеформированных прокаткой, ковкой, волочением и т.п. Наличие нанозерен оказывает позитивное влияние на повышение прочности, однако структурная и кристаллографическая анизотропия, проявляющаяся в постепенном выстраивании плоскостей легкого скольжения в направлении пластического деформирования, ведет к снижению склонности к упрочнению при увеличении деформации и не позволяет реализовать высокие значения упрочнения при больших деформациях. К тому же наследственная текстура проявляется в образцах со сверхмелким зерном, полученным путем отжига при температурах, соответствующих ранним стадиям рекристаллизации.

При анализе закономерностей шейкообразования в предварительно деформированном материале будем исходить из известного постулата механики деформирования о совпадении деформирующего напряжения в материале в момент его разгрузки и после повторного нагружения. Если последнее происходит после малой предшествующей деформации $\varepsilon < \varepsilon_{unif}$, условие Консидера (уравнение (1)) не выполняется ($\sigma < d\sigma/d\varepsilon$), тогда $\varepsilon_{def} = \varepsilon_{unif} - \varepsilon_1$. В случае, когда предшествующая деформация большая ($\varepsilon > \varepsilon_{unif}$), выполняется соотношение $\sigma > d\sigma/d\varepsilon$, и процесс шейкообразования должен начинаться практически сразу. В этом случае наличие незначительной (~ 1%) равномерной деформации связано с необходимостью реновации источников Франка–Рида. Подобным образом ведут себя прутки, ленты, листы и другие изделия, которые продеформированы по технологиям холодной деформации. Некоторые отличия в механическом поведении материалов этих клас-

сов связаны с анизотропией кристаллографической и дислокационной субструктуры, которая возникает при формоизменении изделий, продеформированных по указанным технологиям.

Для изучения влияния величины предварительной деформации на склонность к локализации рассмотрим действие этого фактора на формирование истинной кривой упрочнения и ее производной. Исходные образцы стали 20X деформировали прокаткой при комнатной температуре от разной начальной толщины до одинакового конечного размера листа 4.5 mm. Логарифмическую деформацию прокатанных образцов определяли по формуле $e_{pr} = h_0/h_f$ (где h_0 и h_f – соответственно начальная и конечная высота образца). Для исследованных структурных состояний она достигала значений e_{pr} : 1 – 1.51, 2 – 1.21, 3 – 0.82, 4 – 0.43, 5 – 0.28, 6 – 0.20, 7 – 0.1. Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине «Ceramttest» с автоматической регистрацией результатов испытаний. Эксперименты на одноосное растяжение выполняли на стандартных цилиндрических образцах диаметром 3 mm. Направление растяжения совпадало с направлением прокатки.

На рис. 7 приведены условные диаграммы нагружения образцов стали 20X, продеформированных на одноосное растяжение. По этим диаграммам рассчитаны стандартные механические характеристики: σ_{02} и σ_{ult} – соответственно пределы текучести и прочности; ψ – относительное сужение, %; ϵ_{unif} и ϵ_{el} – соответственно равномерное и общее удлинение. Кроме того, в момент разрушения определены истинное разрушающее напряжение σ_{fr} и истинная деформация до разрушения e_{fr} . Результаты испытаний представлены в табл. 2.

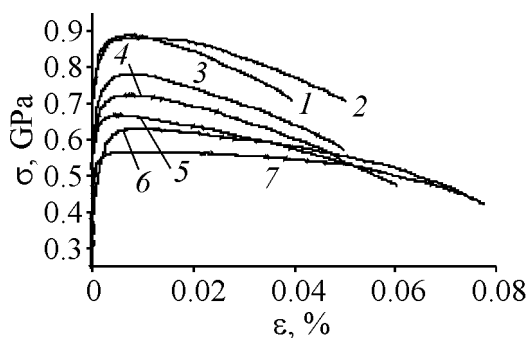


Рис. 7. Условные диаграммы растяжения образцов стали 20X, прокатанных до степеней деформации e_{pr} : 1 – 1.51, 2 – 1.21, 3 – 0.82, 4 – 0.43, 5 – 0.28, 6 – 0.20, 7 – 0.1

Таблица 2
Механические свойства деформированных образцов стали 20X

№ п/п	e_{pr}	σ_{02}	σ_{ult}	σ_{fr}	e_{fr}	ψ	ϵ_{unif}	ϵ_{el}
		МПа				%		
1	1.51	849	886	1066.6	0.41	32.8	0.826	3.95
2	1.21	835	880	1108.4	0.45	36.1	1.044	5
3	0.82	734	780	1053.9	0.61	46.7	0.922	4.95
4	0.43	690	721	1030.8	0.64	48.4	0.883	4.98
5	0.28	651	666	1067.2	0.81	55.9	0.6707	6
6	0.2	592	628	1078.6	0.91	59.6	1.149	7.5
7	0.1	552	564	983.9	0.85	57.7	1.286	7.7

Диаграммы имеют два коротких участка интенсивного и слабого упрочнения с выходом нагрузки на насыщение. В связи с этим в материале реализуется малая равномерная деформация. Ее величина уменьшается на ранних стадиях пластической деформации с $\varepsilon_{\text{unif}} = 1.2\%$ при $e_{\text{pr}} = 0.1$ до $\varepsilon_{\text{unif}} = 0.6\%$ при $e_{\text{pr}} = 0.28$, а потом растет и стабилизирует свое значение на уровне $\varepsilon_{\text{unif}} \sim 1.0\%$ при больших степенях деформации (табл. 2).

Такой же характер изменения параметра $\varepsilon_{\text{unif}}$ от степени предшествующей деформации был обнаружен нами ранее на титане [15]. Отмеченное механическое поведение связано с особенностями реновации источников дислокаций на стадии микропластичности. При трансляционном механизме деформации увеличение количества дефектов ускоряет упрочнение на участке микропластичности, тогда как при необходимости включения ротационной моды деформации требуется дополнительная стадия микродеформации с меньшим коэффициентом упрочнения, когда происходит адаптация к дисклинационным механизмам начальных стадий повторной деформации. Именно поэтому для исследованной стали и для титана характерно уменьшение равномерной деформации в образцах с хаотической и слаборазориентированной ячеистой структурой, но в образцах с разориентированной наноструктурой значение равномерной деформации увеличивается.

Для более детального исследования процесса шейкообразования этого класса материалов необходимо проанализировать чувствительность истинных кривых упрочнения и их производных к степени предварительной деформации. К сожалению, при одноосном растяжении образование шейки начинается при очень малых деформациях, а шейка в сечении имеет форму эллипса, что усложняет проведение прецизионного сравнительного анализа параметров упрочнения даже с использованием методов фотометрирования.

Поэтому для анализа кривых упрочнения предварительно деформированных материалов нами предложен новый подход, основанный на испытаниях образцов на одноосное сжатие. При изучении механического поведения деформированных образцов эта схема испытаний имеет бесспорные преимущества по сравнению с одноосным растяжением. При выполнении самых простых требований к образцам на сжатие (параллельность торцевых граней и использование допустимых соотношений между шириной b и высотой h образца: $b/h = 1.5-2$) удастся получить корректные значения параметров упрочнения в диапазоне истинных деформаций $e = 0-0.3$, что приблизительно на порядок больше, чем при растяжении. К тому же, используя образцы правильной прямоугольной формы малых размеров ($4.5 \times 4.5 \times 7$ mm), можно проводить сравнительный анализ механического поведения предварительно деформированного материала в трех взаимно перпендикулярных направлениях.

Эксперименты на сжатие выполняли на образцах стали 20Х, продеформированных прокаткой до разных степеней деформации. Параметры упрочнения оп-

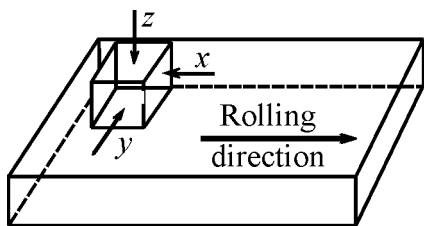


Рис. 8. Схема расположения образцов для испытания на сжатие

ределяли в трех взаимно перпендикулярных направлениях X , Y и Z , связанных с направлением прокатки, как показано на схеме рис. 8.

Обработка первичных диаграмм деформирования позволила получить истинные кривые упрочнения σ – e для образцов, продеформированных до разных степеней деформации, которые приведены на рис. 9 для трех направлений.

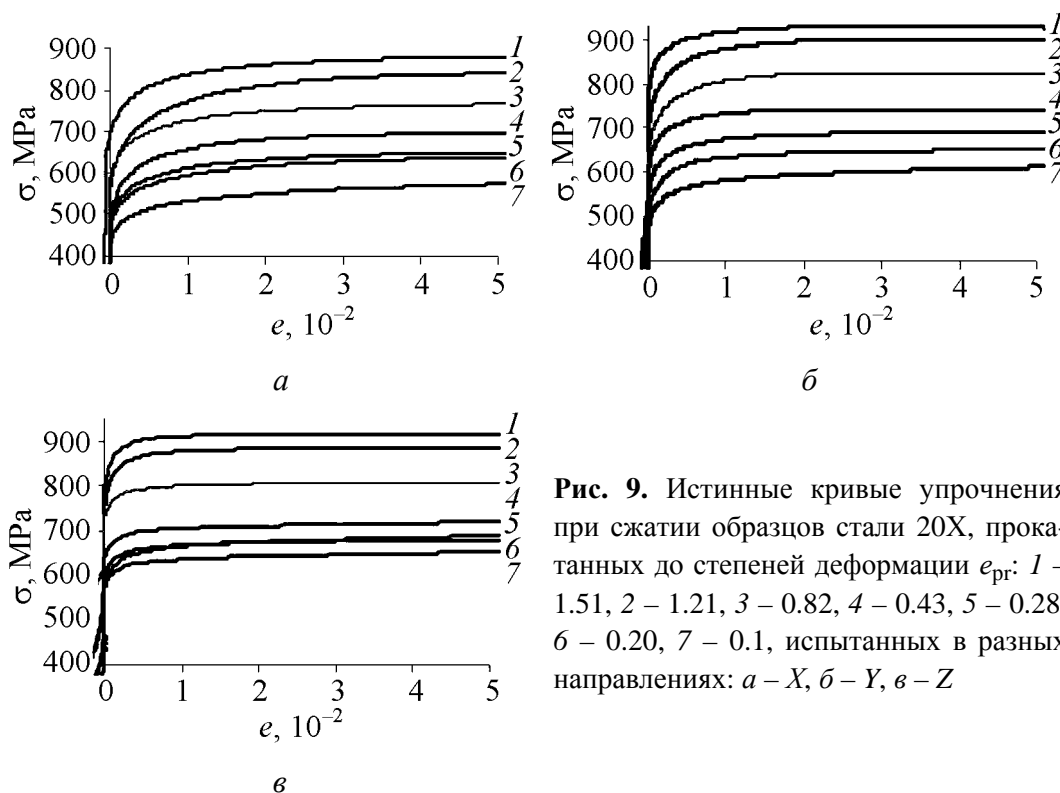


Рис. 9. Истинные кривые упрочнения при сжатии образцов стали 20X, прокатанных до степеней деформации e_{pr} : 1 – 1.51, 2 – 1.21, 3 – 0.82, 4 – 0.43, 5 – 0.28, б – 0.20, 7 – 0.1, испытанных в разных направлениях: а – X , б – Y , в – Z

Сравнительный анализ диаграмм нагружения указывает на то, что независимо от степени предварительной деформации все образцы, продеформированные в направлении Z , упрочняются быстрее и достигают напряжения насыщения при меньшей деформации, чем образцы, которые сжаты в других направлениях, а образцы, которые продеформированы в направлении Y , в свою очередь, упрочняются значительно быстрее, чем в направлении X .

Последующая перестройка этих кривых в координатах $d\sigma/d\varepsilon$ – e позволяет определить скорость упрочнения материала при заданной степени предшествующей деформации. Точка пересечения этих кривых согласно условию Консидера (уравнение (1)) соответствует деформации, при которой в условиях растяжения происходит локализация деформации. Значения напряжения и деформации, соответствующие этой точке для каждого структурного состояния, находили по экспериментальным кривым, представленным на рис. 10.

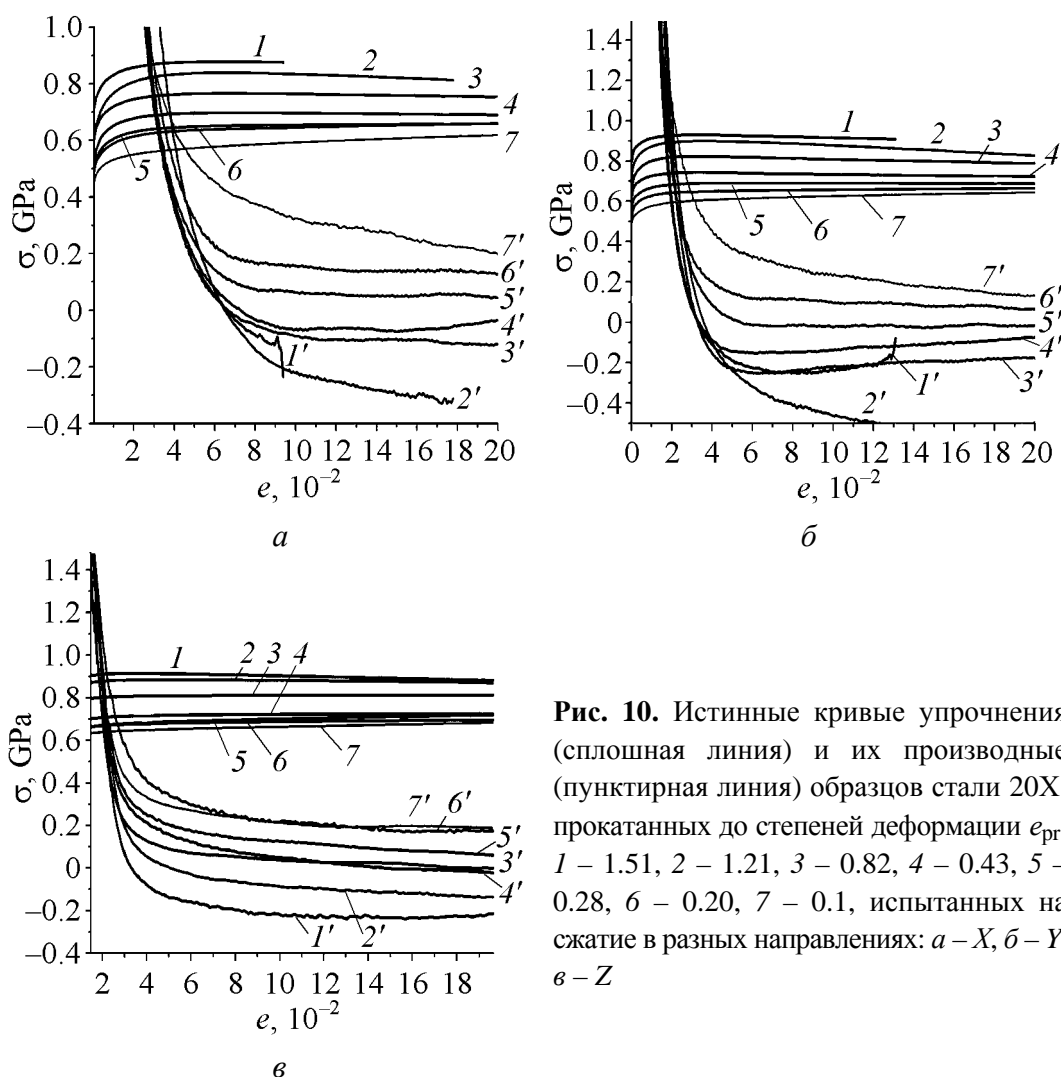


Рис. 10. Истинные кривые упрочнения (сплошная линия) и их производные (пунктирная линия) образцов стали 20X, прокатанных до степеней деформации e_{pr} : 1 – 1.51, 2 – 1.21, 3 – 0.82, 4 – 0.43, 5 – 0.28, 6 – 0.20, 7 – 0.1, испытанных на сжатие в разных направлениях: а – X, б – Y, в – Z

Зависимости этих характеристик от величины предшествующей деформации показаны соответственно на рис. 11,а и б.

Поскольку в терминах одноосного растяжения такое напряжение соответствует истинному напряжению на пределе прочности, а деформация – предельной равномерной деформации в момент начала шейкообразования, на рисунках дополнительно приведены зависимости этих характеристик от предшествующей деформации, полученные в условиях одноосного растяжения. Результаты показывают практическое совпадение значений напряжения при растяжении и сжатии (рис. 11,а), что свидетельствует об отсутствии SD-эффекта (разницы напряжений при растяжении и сжатии) при изменении знака нагрузки.

Из данных, представленных на рис. 11,б, видно, что характер влияния предварительной деформации на склонность к локализации, определенный из экспериментов на одноосное растяжение и одноосное сжатие, практически идентичен, однако абсолютные значения деформации, соответствующие условию Консидера, при сжатии оказываются существенно выше, чем при растяжении.

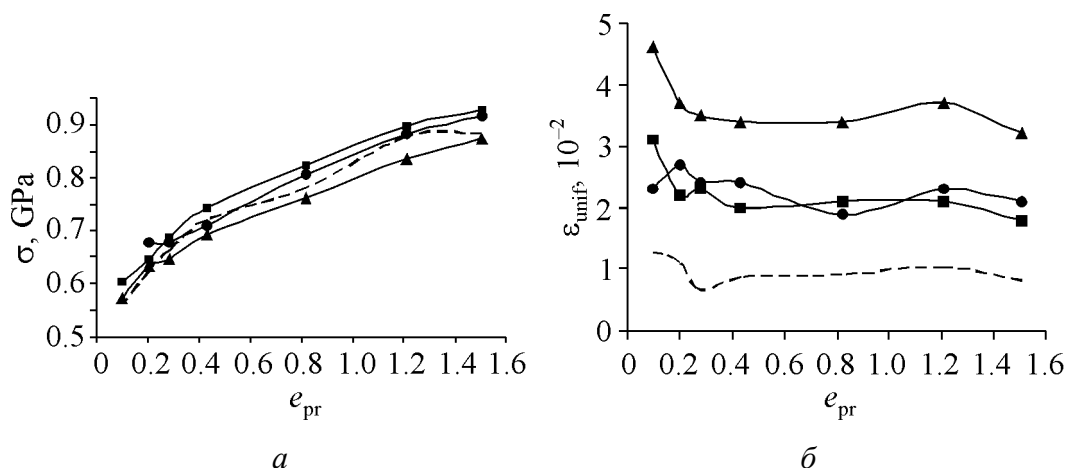


Рис. 11. Влияние предшествующей деформации на значение напряжения (*a*) и деформации (*b*) в точке пересечения кривых σ - e и $d\sigma/de$ - e : — — сжатие в направлениях X (\blacktriangle), Z (\bullet), Y (\blacksquare); ---- — растяжение

При этом величина деформации в направлении X существенно больше, чем в направлениях Z и Y , для которых значения практически совпадают. Полученный результат несколько неожиданный, поскольку более быстрое изменение скорости упрочнения в образцах, продеформированных на сжатие в направлении Z , предполагает, что эти образцы должны раньше достигнуть условия локализации.

Для выяснения причин обнаруженного эффекта было проведено сравнение поведения кривых упрочнения и их производных вблизи точки, где выполняется условие Консидера. Анализировалось три образца, один из которых продеформирован до малой степени деформации ($e_{pr} = 0.2$), второй – до средней (0.48) и третий – до большой (1.28). Результаты сравнения приведены на рис. 12, *a, b* и *в* соответственно. На каждом графике представлены кривые упрочнения и их производные для трех направлений сжатия и для растяжения. Наблюдается одинаковое поведение зависимостей $d\sigma/de$ - e для всех образцов. На начальных стадиях деформации быстрее всего приближаются к точке локализации образцы, которые сжаты в направлении Z , затем – образцы, сжатые в направлении Y , и медленнее всего – в направлении X , а также образцы, подвергнутые растяжению.

Однако при приближении к точке локализации скорость изменения упрочнения в направлении Z резко уменьшается, что может свидетельствовать об изменении механизма деформации вблизи этой точки. В двух других направлениях замедление гораздо меньше. В этом смысле наиболее интересно поведение образца, который испытан на растяжение. При приближении к точке локализации он не демонстрирует замедление и первым пересекает кривую упрочнения. Таким образом, вблизи точки локализации проявляются различия в поведении кривых упрочнения, полученных при испытании деформированных образцов на одноосное растяжение и сжатие. Следует отметить сходство поведения кривых упрочнения вблизи точки локализации для образцов, продеформированных до разных степеней деформации, что свидетельствует об общем характере обнаруженных явлений.

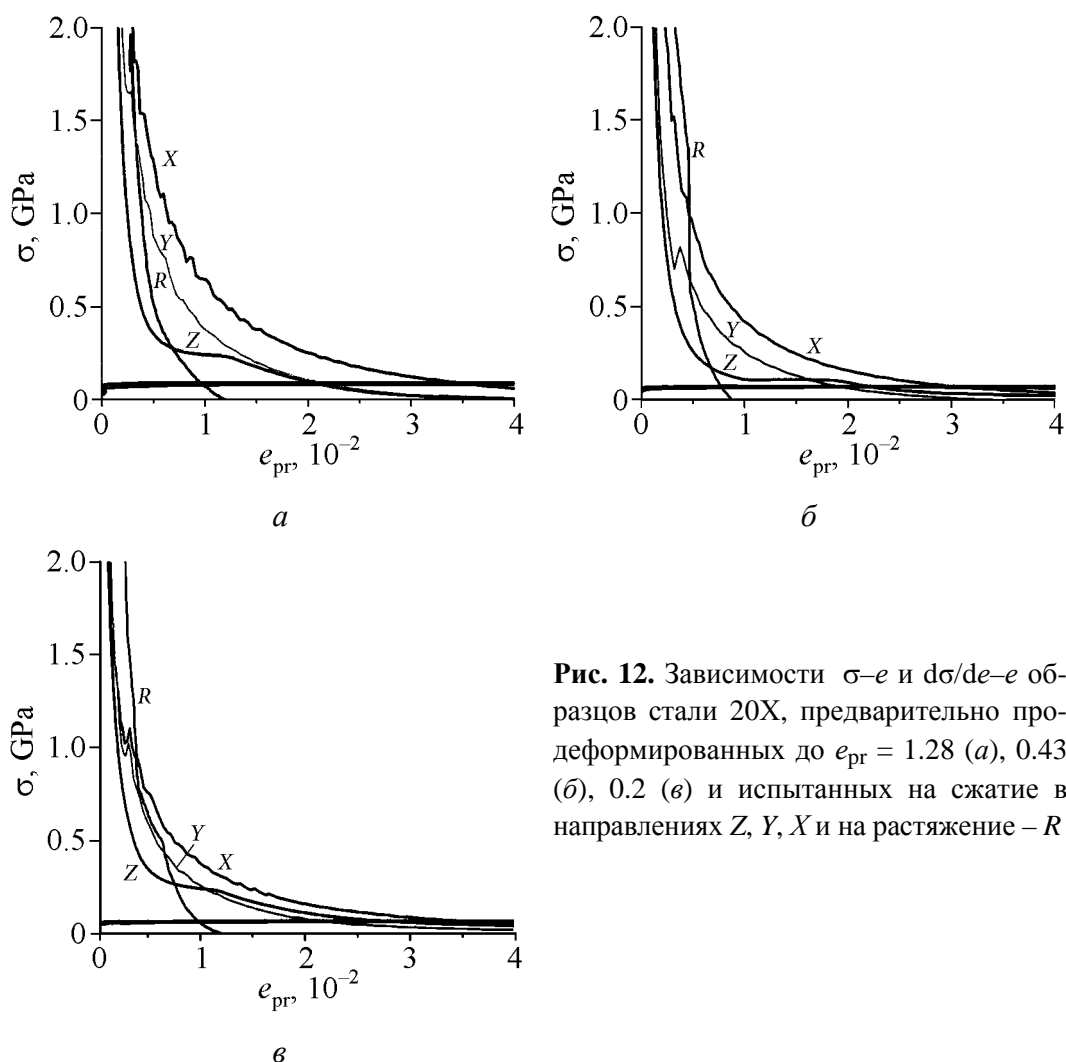


Рис. 12. Зависимости σ – e и $d\sigma/de$ – e образцов стали 20X, предварительно продеформированных до $e_{pr} = 1.28$ (а), 0.43 (б), 0.2 (в) и испытанных на сжатие в направлениях Z, Y, X и на растяжение – R

Из данных, представленных на рис. 10, следует, что все исследованные образцы демонстрируют стадию линейного упрочнения. Скорость упрочнения становится постоянной примерно с 5% деформации на сжатие. Коэффициент линейного упрочнения при всех деформациях и во всех направлениях демонстрирует низкие значения. Его зависимости от степени деформации для образцов стали 20X, испытанных на сжатие в трех направлениях, приведены на рис. 13,а. Наблюдается уменьшение коэффициента θ с увеличением степени предварительной деформации. Подобный эффект был обнаружен нами ранее [15] при исследовании влияния степени деформации на деформационное упрочнение прокатанного титана (рис. 13,б). Однако, если в случае титана величина коэффициента линейного упрочнения лишь приближается к нулевому значению, то для стали 20X в сильнодеформированных состояниях коэффициент демонстрирует отрицательные значения. Поскольку для существования такого эффекта нет физических ограничений, можно считать его наличие особенностью механического поведения исследованной стали.

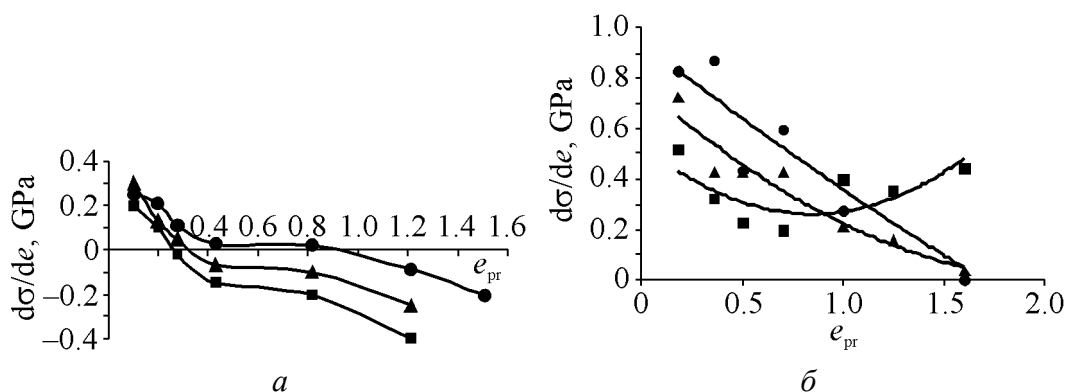


Рис. 13. Зависимости коэффициентов линейного упрочнения от степени деформации для образцов стали 20X (а) и технического чистого титана [15] (б), испытанных на сжатие в направлениях X (▲), Z (●), Y (■)

Как отмечалось ранее [16], уменьшение склонности к упрочнению в сильнодеформированных состояниях связано с перестройками кристаллической решетки при деформации и с ориентацией плоскостей скольжения в направлении, наиболее благоприятном для условий прокатки. Следствием этого являются невыполнение условия Консидера и повышенная склонность к локализации большинства деформированных материалов.

Использование современных схем ИПД позволяет устранить указанные недостатки. В основе этих схем лежит реализация условий сдвиговой деформации, которые позволяют создавать большие деформации без изменения макроскопических размеров образца. В работе [17] нами были приведены результаты испытаний образцов титана после равноканального углового пресования (РКУП). Деформирование проводили по методике, описанной в работах [17,18]. Деформируемые образцы имели прямоугольную форму ($14 \times 14 \times 150$ mm), которая сохранялась после каждого прохода. Температура деформации составляла 350°C , пресование было проведено в 6 проходов. После деформации из заготовки вырезали образцы для испытания на сжатие в трех плоскостях, привязанных к плоскостям прямоугольного образца по аналогии с рис. 8, а также в плоскости, параллельной плоскости легкого сдвига при последнем пресовании (она расположена под углом 45° к плоскости основы образца и обозначена T). Кривые упрочнения (рис. 14) для трех взаимно перпендикулярных направлений практически не отличаются, а для плоскости легкого сдвига значения упрочнения приблизительно на 100 МПа выше.

Все образцы демонстрируют очень высокий (700–800 МПа) коэффициент линейного упрочнения, который по абсолютному значению близок к пределу текучести материала. Отметим, что метод РКУП позволяет варьировать направление деформации, а следовательно, и плоскость максимального сдвига может изменяться после каждого прохода. Это позволяет не только сохранять макроскопические размеры образца, но и создавать структуру с равноосными нанозернами и значительно уменьшать кристаллографическую анизотропию.

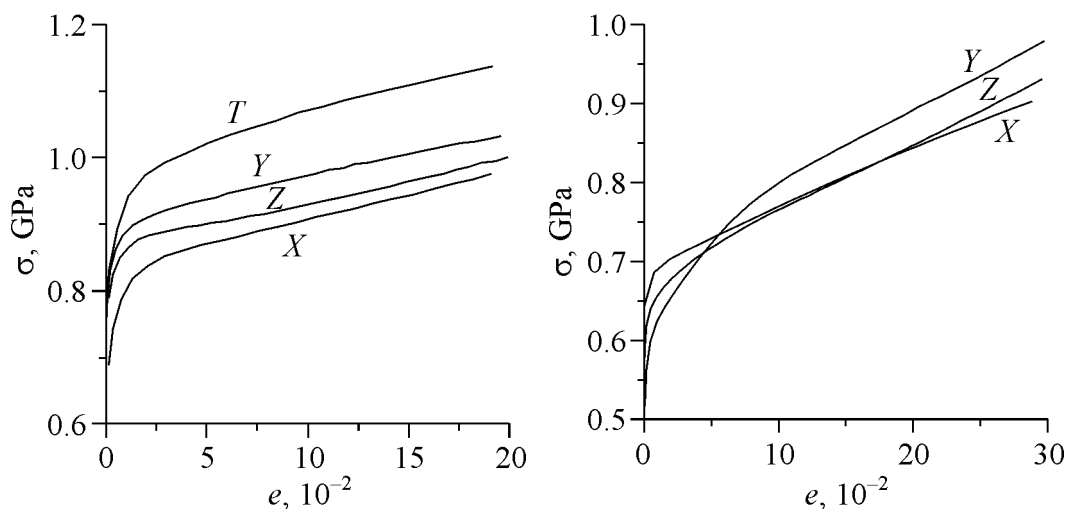


Рис. 14. Кривые истинное напряжение–истинная деформация РКУП титана, испытанного на сжатие

Рис. 15. Кривые упрочнения титана, продеформированного винтовой экструзией и испытанного на сжатие в разных плоскостях

В этом смысле интересно сопоставить полученные данные с результатами исследования деформированных образцов титана, полученных другим методом ИПД – винтовой экструзией. Метод разработан украинскими учеными в Донецком физико-техническом институте им. А.А. Галкина НАН Украины [19]. Он позволяет на образцах прямоугольной формы ($30 \times 50 \times 90$ mm) получать за несколько проходов большие сдвиговые деформации, практически не изменяя их исходные размеры. В отличие от предыдущего случая при таком методе ИПД сложнее варьировать направление деформации после каждого прохода. Брусок титанового сплава ВТ-1-0 деформировали методом винтовой экструзии по схеме: 4 прохода при 400°C + 1 проход при 20°C .

После экструзии из деформированного материала изготовлены образцы для одноосного растяжения и одноосного сжатия. Образцы на сжатие испытывали в трех взаимно перпендикулярных направлениях: самая узкая грань – в направлении Z, более широкая – в направлении X, самая широкая – в направлении Y. Кривые упрочнения для сжатия при комнатной температуре приведены на рис. 15. Абсолютные значения предела текучести σ_{02} по оси X составили 630 МПа, по оси Y – 520 МПа и по оси Z – 600 МПа. Угол наклона на линейной стадии упрочнения очень высокий – коэффициент линейного упрочнения во всех случаях находится в пределах 700–850 МПа.

Эти данные перестроены в координатах $d\sigma/de$ – e , и определены точки пересечения кривых упрочнения и их производных. Результаты экспериментов свидетельствуют о том, что условие локализации выполняется при больших степенях деформаций: для оси Z – при 17%, для Y – 14% и для X – 12%. После точки пересечения кривые упрочнения и их производные практически совпадают, что свидетельствует о малой склонности таких структурных состояний к локализации при больших деформациях.

На этих образцах исследована температурная зависимость стандартных механических характеристик и параметров упрочнения. Представляло интерес проанализировать и сопоставить значения предела текучести с параметрами линейного упрочнения материала при этих же температурах. При изучении температурной зависимости в интервале 20–500°C проводили испытания на сжатие вдоль оси X . Влияние температуры на предел текучести σ_{02} и коэффициента линейного упрочнения θ при растяжении приведены в табл. 3. В этом случае величину θ определяли по методике, описанной нами в работе [20], как угол наклона на истинной кривой упрочнения между истинным значением напряжения в момент шейкообразования и истинным разрушающим напряжением.

Таблица 3

Влияние температуры на параметры упрочнения титана, деформированного винтовой экструзией, при сжатии и растяжении (МПа)

Температура, °C	Сжатие		Растяжение	
	σ_{02}	θ	σ_{02}	θ
20	655	800	660	680
100	564	751	630	669
200	445	721	540	618
300	370	638	482	417
400	343	440	350	310
500	302	281	192	164

Испытания проводили на образцах, длинная ось которых располагалась вдоль оси Y . Это позволяло согласовать условия формоизменения в экспериментах на растяжение и сжатие. При растяжении значение коэффициента линейного упрочнения соизмеримо с величиной предела текучести. Это свидетельствует о том, что шейкообразование у таких образцов может начинаться при деформации, которая не на много больше, чем деформация на пределе текучести. С другой стороны, такие образцы должны очень медленно формировать шейку. Действительно, при всех температурах испытаний величина равномерной деформации не превышает 4%, а общая – не больше 10%. При этом сравнительный анализ условных диаграмм нагружения образцов, подвергнутых ИПД, и диаграмм образцов, прокатанных до разных степеней деформации (рис. 1б), показывает, что процесс шейкообразования в образцах, подвергнутых, ИПД, происходит значительно медленнее. В момент разрушения истинное напряжение в шейке оказывается в 2 раза выше, чем у любого из прокатанных образцов.

Как и в случае прокатанных материалов (см. рис. 12), для материалов, полученных ИПД, несмотря на отсутствие SD-эффекта, значение деформации, удовлетворяющее условию Консидера, при сжатии значительно больше, чем при растяжении. Формально это обусловлено различным поведением производных $d\sigma/de$ вблизи точки пластической неустойчивости (см. рис. 13,б).

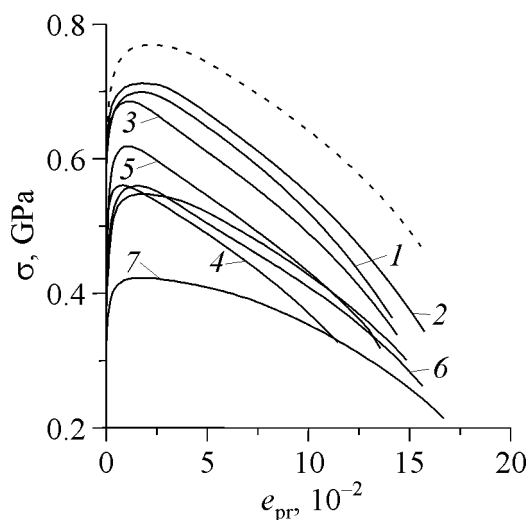


Рис. 16. Номинальные кривые упрочнения деформированного титана, испытанного на растяжение: 7 – $e_{pr} = 0.18$, 6 – 0.35, 5 – 0.5, 4 – 0.8, 3 – 1.0, 2 – 1.25, 1 – 1.6; ---- – образец после ИПД

Физическая причина связана с наличием в сильнодеформированных материалах перенапряженных границ раздела, которые являются потенциальными источниками зарождения трещин и пор, ускоряющих процесс локализации при растяжении. Фрактограммы образцов, продеформированных винтовой экструзией, обнаруживают фрагменты ямочного излома с крупными порами (рис. 17,*а*). При большом увеличении наблюдаются фрагменты хрупкого разрушения вдоль границ раздела структурных элементов. (рис. 17,*б*).

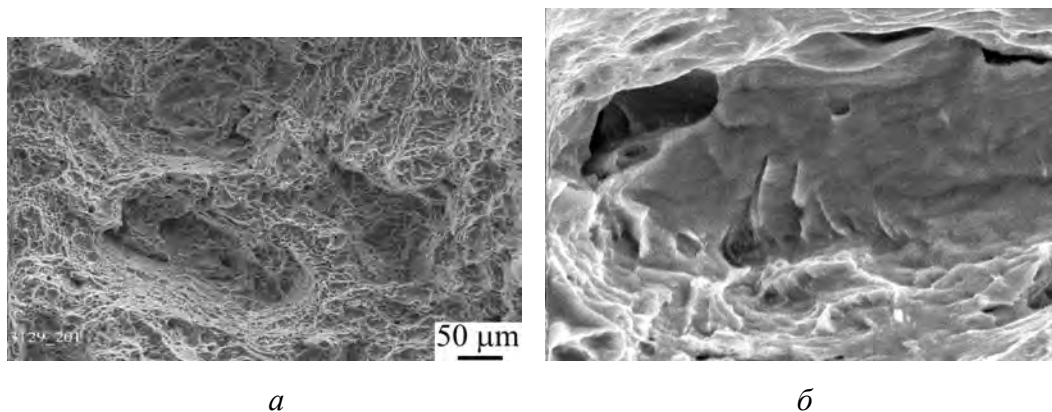


Рис. 17. Поверхность разрушения титана, продеформированного винтовой экструзией: *а* – ямочный излом с крупными порами, *б* – фрагменты хрупкого разрушения вдоль границ раздела структурных элементов

Возможным путем преодоления этого нежелательного эффекта является использование концепции полезных примесей, предложенной нами в работе [21], согласно которой оптимальное микролегирование должно приводить к частичной релаксации напряжения на границах структурных элементов.

Выводы

1. Структурная чувствительность равномерной деформации определяется чувствительностью к размеру зерна кривой деформационного упрочнения и

ее производной по деформации. Характер зависимости $\varepsilon_{\text{unif}} = f(d)$ обуславливается структурной чувствительностью параметров упрочнения на разных стадиях деформации, и при определенных соотношениях между этими параметрами равномерная деформация может увеличиваться с уменьшением размера зерна.

2. В сильнодеформированных материалах, продеформированных по стандартным технологиям, проявляется снижение склонности к упрочнению, которое связано с перестройками кристаллической решетки при деформации и ориентацией плоскостей скольжения в направлении, наиболее благоприятном к условиям прокатки. Следствием этого являются невыполнение условия Консидера и повышенная склонность к локализации большинства деформированных материалов.

3. В материалах, продеформированных методами ИПД, деградация упрочнения не происходит. Эти материалы имеют высокий коэффициент линейного упрочнения, заметно превышающий предел текучести, что согласно критерию Консидера делает их пригодными для реализации большой равномерной деформации в наноструктурном состоянии.

4. Определенным препятствием к реализации этого потенциала может быть наличие перенапряженных внутренних границ, служащих источниками зарождений трещин и пор на стадии формирования шейки при одноосном растяжении. Это нежелательное явление можно преодолеть, используя принципы рационального легирования. Выходящие на границы полезные примеси позволяют частично релаксировать возникающие напряжения.

Работа выполнена в рамках договора 42-08-15 от 27.04.2015 г.

1. *Ruslan Z. Valiev*, Mater. Sci. Forum **426–432**, 237 (2003).
2. *Ruslan Z. Valiev, Terence G. Langdon*, Progress in Materials Science **51**, 881 (2006).
3. *Y.M. Wang, E. Ma*, Acta Mater. **52**, 1699 (2004).
4. *A. Vinogradov, T. Ishida, K. Kitagawa, V.I. Kopylov*, Acta Mater. **53**, 2181 (2005).
5. *E.O. Hall*, Proc. Phys. Soc. **64**, 747 (1951).
6. *N.J. Petch*, J. Iron Steel Inst. **174**, 25 (1953).
7. *Х. Конрад*, Сверхмелкое зерно в металлах, Металлургия, Москва (1973).
8. *G.V. Sarafanov, V.N. Perevezentsev*, Technical Physics Letters **31**, 936 (2005).
9. *G. Salishchev, S. Mironov, S. Zhrebtsov, A. Belyakov*, Materials Characterization **61**, 732 (2010).
10. *U.F. Kocks, H. Mecking*, Progress in Materials Science **48**, 171 (2003).
11. *Г.А. Малыгин*, ФТТ **49**, 961 (2007).
12. *Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, В.А. Писаренко*, в сб.: Электронная микроскопия и прочность материалов, ИПМ, Киев (2010), вып. 17, с. 29.
13. *Н.А. Шапошников*, Механические испытания металлов, Машгиз, Москва (1954).
14. *В.Ф. Мусеев*, Металлофиз. новейшие технол. **23**, 389 (2001).
15. *Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко*, в сб.: Электронная микроскопия и прочность материалов, ИПМ, Киев (2009), вып. 16, с. 68.

16. В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, Р.К. Иващенко, Ю.А. Перлович, А.П. Рачек, Н.И. Фрезе, Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена, Наукова думка, Киев (1983).
17. В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов, Д.А. Павлик, В.Ф. Мальшев, Процессы пластического структурообразования металлов, Наука і техніка, Минск (1994).
18. V.I. Kopylov, Proc. of NATO ARW, Moscow, Russia (1999), p. 23.
19. Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, D. Orlov, Proc. of the Second Internat. Symp., Los Alamos Nat. Lab. Edition (2002), p. 234.
20. Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, ФТВД 22, № 4, 47 (2012).
21. С.О. Фіртсов, Т.Г. Розуль, В.Л. Свєчніков, С.М. Дуб, Фіз.-хім. механіка матеріалів 42, № 1, 113 (2006).

Yu.N. Podrezov, V.I. Danilenko, N.I. Danilenko, C.A. Firstov, N.M. Marchenko

STRUCTURAL SENSITIVITY OF UNIFORM DEFORMATION IN NANOSTRUCTURAL MATERIALS

The grain size dependence of uniform strain in polycrystalline materials was analyzed. It was found that the nature of this relationship is determined by the structural sensitivity of the curves of hardening, and at a certain ratio of hardening parameters, the value of the uniform strain can increase with decreasing grain size. It is shown that the materials characterized by the deformation nanostructure tend to degradation hardening due to the orientation of the slip planes in the direction of deformation. The materials deformed by a severe plastic deformation (SPD) technique have not such weakness, that is why these materials are potentially useful for the realization of a large uniform deformation in the nanostructured state.

Keywords: elongation, localization, hardening, structural sensitivity, nanograins

Fig. 1. Generalized relative elongation dependence of the yield limit in deformed materials of different types [2]

Fig. 2. Deformation strengthening curves of molybdenum annealed to the varied grain size d , μm : ■ – 277, ● – 148, ▲ – 70, ▼ – 46, ◆ – 26, ★ – 16, ⬆ – 13; a – in σ - e coordinates, $\bar{\sigma}$ – in σ_{st} - e coordinates

Fig. 3. Strain dependence of k_y in k_y - $e^{1/2}$ coordinates

Fig. 4. Grain size dependence of the strengthening rate measured at varied macro-strain, %: ▲ – 40, ◆ – 45, ● – 55, ■ – 65, ● – 75, ◆ – 80

Fig. 5. Graphical estimation of the uniform strain at varied grain size d , μm : a – 76, $\bar{\sigma}$ – 46, e – 16, ε – 5, δ – 1, e – 0.25

Fig. 6. Structural sensitivity of the uniform strain in a wide range of the grain size

Fig. 7. Conditional tension diagrams of the 20X steel samples rolled up to the strain e_{pr} : 1 – 1.51, 2 – 1.21, 3 – 0.82, 4 – 0.43, 5 – 0.28, 6 – 0.20, 7 – 0.1

Fig. 8. Scheme of the sample location in compression tests

Fig. 9. True strengthening curves under compression of the 20X steel samples rolled up to the varied strain e_{pr} : 1 – 1.51, 2 – 1.21, 3 – 0.82, 4 – 0.43, 5 – 0.28, 6 – 0.20, 7 – 0.1, tested in different directions: $a - X$, $b - Y$, $c - Z$

Fig. 10. True strengthening curves (solid line) and the derivatives (dashed line) of the 20X steel samples rolled up to the varied strain e_{pr} : 1 – 1.51, 2 – 1.21, 3 – 0.82, 4 – 0.43, 5 – 0.28, 6 – 0.20, 7 – 0.1, exposed to the compression tests in different directions: $a - X$, $b - Y$, $c - Z$

Fig. 11. Effect of the preceding deformation on the stress (a) and strain (b) in the crossing point of the curves $\sigma-e$ and $d\sigma/de-e$: — – exposed to the compression tests in the direction of X (\blacktriangle), Z (\bullet), Y (\blacksquare); ---- – tension

Fig. 12. The relations $\sigma-e$ and $d\sigma/de-e$ of the 20X steel samples pre-deformed up to $e_{pr} = 1.28$ (a), 0.43 (b), 0.2 (c) and exposed to the compression tests in the directions of Z , Y , X and to the tension tests – R

Fig. 13. Strain dependences of the coefficients of the linear strengthening in the 20X steel samples (a) and pure technical titanium [15] (b) exposed to the compression tests X (\blacktriangle), Z (\bullet), Y (\blacksquare)

Fig. 14. True stress-true strain curves of ECAP of titanium in compression tests

Fig. 15. Strengthening curves of the twist extrusion deformed titanium in compression tests in varied planes

Fig. 16. Nominal curves of the deformed titanium tested by tension: 7 – $e_{pr} = 0.18$, 6 – 0.35, 5 – 0.5, 4 – 0.8, 3 – 1.0, 2 – 1.25, 1 – 1.6; ---- – the sample after SPD

Fig. 17. Fracture surface of the titanium deformed by the twist extrusion: a – pit fracture with large pores, b – fragments of brittle fracture along the interfaces of the structure elements