

## Линейное упрочнение при больших деформациях

Ю. Н. Подрезов, В. И. Даниленко

*Рассматривается коэффициент линейного упрочнения (модуль пластичности), который является важным физическим параметром, характеризующим законы упрочнения и структурообразования при больших деформациях. Показано, что корректное сравнение численных значений коэффициентов упрочнения возможно лишь при сопоставимых условиях эксперимента. Рассмотрено влияние схемы повторного нагружения на параметры упрочнения. Проведено сопоставление параметров упрочнения сильнодеформированного титана, полученного методами интенсивной пластической деформации.*

**Ключевые слова:** упрочнение, большие деформации, модуль пластичности.

Классические теории деформационного упрочнения [1—4] основываются на связи структурных перестроек в материале при деформации с параметрами упрочнения, снимаемыми с кривой напряжение—деформация. Успехи в данной области стали возможны благодаря тому, что упомянутые перестройки в материале происходят достаточно интенсивно, а существующие методы структурного анализа (особенно электронная микроскопия) способны уловить малейшие изменения структурного состояния. Отметим, однако, что глобальные структурные перестройки имеют место преимущественно на начальных стадиях деформации. Например, для железа рост плотности дислокаций наблюдается при деформациях  $e = 0—0,20$ , эволюция слабаразориентированных ячеек — при деформациях  $e = 0,2—0,7$ , преобразование слабаразориентированных ячеек в нанозерна — при  $e = 0,7—1,0$ . При больших пластических деформациях структурные перестройки в процессе деформации продолжают, их следствием является значительное внешнее формоизменение образца. Однако отображение структурных перестроек, фиксируемое с помощью микроскопа, — минимально. Так, при увеличении степени деформации от  $e = 1$  до 2 происходит лишь незначительное уменьшение размеров нанозерен (от 0,25 до 0,21 мкм) без каких-либо изменений их внутренней структуры или границ раздела. В этом случае о механизмах деформации и законах структурообразования можно судить по изменению параметров деформационного упрочнения.

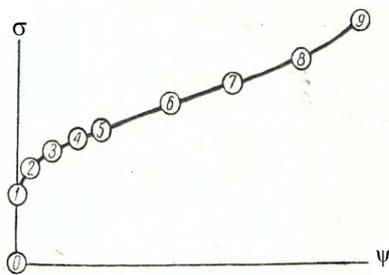
Формальное определение указанных параметров при больших деформациях значительно проще, чем в начале кривой упрочнения. Если для ранних стадий, где наблюдается параболическое упрочнение, расчет коэффициентов и показателей упрочнения требует преобразования координат [1, 2], то при больших деформациях связь между напряжением и деформацией предлагается описывать простым линейным законом [3—6]:  $\sigma_{\text{ист}} = \sigma_{\text{п}} + \theta e$ , где  $\sigma_{\text{ист}}$  — истинное напряжение;  $\sigma_{\text{п}}$  — напряжение в конце предыдущей стадии;  $\theta$  — коэффициент упрочнения;  $e$  — деформация. По аналогии с упругой деформацией, где также имеет место линейная связь между напряжением и деформацией, коэффициент  $\theta$  часто называется

модулем пластичности. Причина линейного упрочнения, несомненно, кроется в механизмах большой пластической деформации, а его величина зависит от условий формирования деформационной субструктуры. К сожалению, физический смысл коэффициента линейного упрочнения пока до конца не выяснен, к тому же существуют определенные противоречия в методиках его расчета и интерпретации результатов экспериментов. В данной работе обращено внимание на ряд особенностей, которые необходимо учитывать при исследовании этого важного физического параметра.

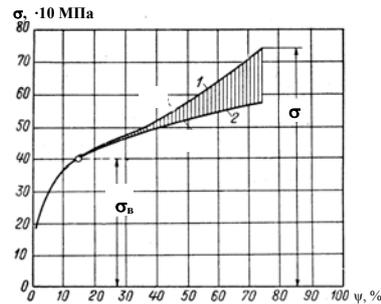
Как уже отмечалось, в основу анализа законов упрочнения при больших деформациях положен постулат о линейной связи между истинным напряжением и деформацией материала. Такая связь экспериментально наблюдалась многими авторами [3—8]. Однако при сопоставлении полученных результатов обнаруживается существенное противоречие в их интерпретации. В одних работах постоянство скорости упрочнения фиксируется для относительного сужения  $\psi$  [5], в других — для относительного удлинения  $\epsilon$  [6] и в третьих [7, 8] — для истинной деформации  $e$ .

Давиденков с сотрудниками одними из первых обратили внимание на линейную связь между напряжением и деформацией при одноосном растяжении [5]. В качестве меры деформации было выбрано относительное сужение образца (в том числе в области шейки) (рис. 1). Угол наклона на линейном участке зависимости истинное напряжение— относительное сужение они впервые назвали модулем пластичности. Хотя иллюстрация линейного упрочнения приводится для деформации, определяемой относительным сужением, величину модуля пластичности авторы предлагали определять в терминах истинной деформации с учетом выражения  $e = \ln(1/1 - \psi)$ , где  $e$  — истинная деформация;  $\psi$  — относительное сужение. Естественно, в этом случае модуль пластичности зависит от степени деформации.

Линейная связь между напряжением и деформацией на IV стадии упрочнения (стадии формирования нанозерен) постулируется и в кинетической теории упрочнения [3]. Сторонники этой концепции чаще всего ссылаются на результаты работ Зехетбауэра, полученные в экспериментах на кручение [6]. Широко обсуждаемая стадийная кривая упрочнения рассчитывается в координатах  $d\tau/d\gamma$ — $\tau$  (рис. 2, б). Эта зависимость



а



б

Рис. 1. Вид расчетной кривой (*a*, цифры соответствуют точкам замеров поперечного сечения) и зависимость истинного напряжения без (1) и с учетом (2) поправки на распределение напряжений в шейке от сужения [5].

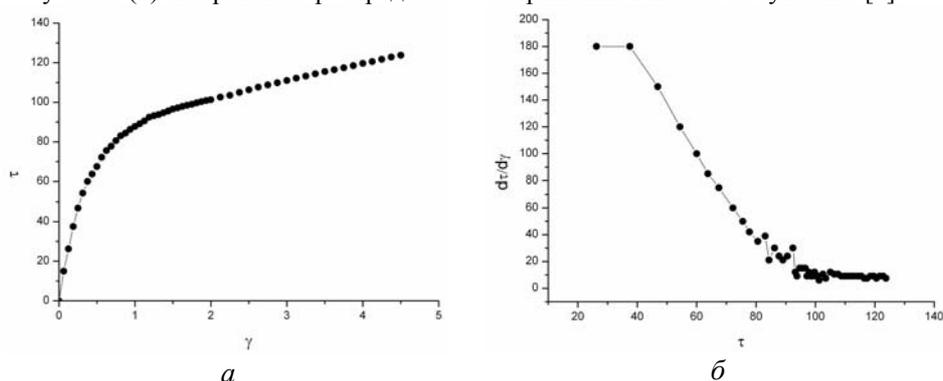
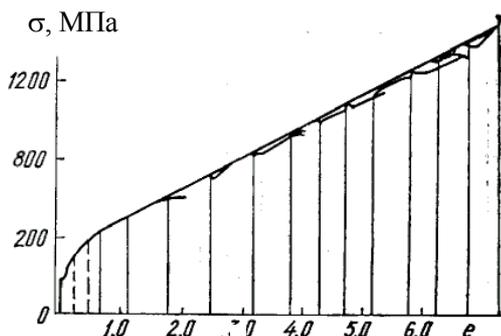


Рис. 2. Кривые упрочнения алюминия по результатам испытания на кручение: в координатах  $\tau$ — $\gamma$  (*a*) и  $d\tau/d\gamma$ — $\tau$  (*б*) [6].

получена пересчетом диаграммы напряжение сдвига  $\tau$ —деформация сдвига  $\gamma$  (рис. 2, *a*), где деформация берется в условных координатах. В кинетической теории упрочнения обычно акцентируется внимание на постоянстве скорости упрочнения при увеличении напряжения в области больших деформаций (рис. 2, *б*). Очевидно, что это возможно лишь при условии линейной зависимости напряжения от деформации. Особо отметим, что по своей физической и механической сути понятие относительной сдвиговой деформации при кручении близко к понятию относительного удлинения. Согласно работе [9], связь между этими величинами описывается приближенным соотношением  $\varepsilon \sim 0,7\gamma$ .

О линейной связи напряжения и деформации свидетельствуют данные еще одной классической работы Логфорда и Коена, в которой представлены результаты исследования структуры и механического поведения железа при больших деформациях [7]. Кривые упрочнения (рис. 3) построены в истинных координатах и демонстрируют линейную зависимость между напряжением и деформацией. С физической точки зрения переход к истинной деформации позволяет наиболее точно отобразить процессы, происходящие в деформируемом материале в данный момент времени. Отметим, однако, что упрочнение при очень больших деформациях авторы исследовали с использованием схемы повторного нагружения.

Как следует из приведенных примеров, имеется существенное различие в методологии определения величины коэффициента линейного упрочнения. Более того, описанные результаты в значительной мере противоречат друг другу. Если, согласно Давиденкову, истинное напряже-



ние линейно связано с относительным сужением, то, учитывая, что  $e = \ln(1 + \epsilon)$ , а  $\epsilon - \psi - \epsilon\psi = 0$ , ни удлинение, ни истинная деформация линейную связь с истинным

Рис. 3. Кривая упрочнения железа при больших деформациях [7].

напряжением иметь не могут. То же касается данных Зехетбауэра: если линейное упрочнение наблюдается на диаграмме нагружения в условных координатах  $\tau-\gamma$ , то в истинных координатах такой связи нет. Отметим, что рассчитанная Зехетбауэром величина коэффициента линейного упрочнения значительно ниже, чем у Давиденкова или Лонгфорда. Согласно работе [6], отношение коэффициента упрочнения к напряжению течения в начале линейной стадии составляет 0,05—0,1, тогда как, по данным работ [7, 8], — 0,3—0,5. Обнаруженная разница в значениях удельного модуля пластичности — следствие того, что скорость упрочнения, рассчитанная нормировкой на относительное удлинение при больших деформациях, значительно меньше рассчитанной на единицу истинной деформации. Таким образом, отмеченные различия в методологии расчета коэффициента линейного упрочнения влияют на интерпретацию результатов, в особенности при сопоставлении численных значений коэффициентов упрочнения, полученных в разных экспериментах.

Использование схем повторного нагружения также может быть источником неточностей при расчете модуля пластичности. Применение этой методики для исследования упрочнения в сильнодеформированных материалах практически неизбежно, поскольку достигаемые суммарные деформации ( $e \sim 10$ ) значительно превосходят деформации в ходе непрерывного нагружения. При одноосном растяжении предельные деформации ограничены моментом разрушения и, как правило, не превышают  $e = 1,5$ . При сжатии ограничение связано с наличием торцевого трения. При всех методических усовершенствованиях корректный расчет кривых упрочнения при одноосном сжатии возможен до  $e = 1,2$  [4]. Наибольшие значения деформации были получены при испытаниях на кручение чистых металлов (Al, Cu, Ag) [6]. В этом случае получены относительные деформации сдвига  $\gamma \sim 6-12$ , что в пересчете на величину истинной деформации составляет 1,5—2,5. К сожалению, эти значения, как правило, достигаются лишь в самых пластичных материалах, обладающих низкими параметрами упрочнения.

Для доказательства корректности применения схем повторного нагружения использовали известный постулат механики, согласно которому при повторном нагружении образца полностью воспроизводится первичная кривая. Тогда истинная кривая упрочнения может быть рассчитана суммированием истинных кривых, полученных в нескольких последовательных экспериментах. Однако, как было показано нами в предыдущих работах [10], это положение хорошо выполняется для малых и средних степеней деформации и значительно хуже — при больших.

Наиболее наглядный пример — испытание одного и того же образца с промежуточной разгрузкой.

На рис. 4 приведены результаты наших исследований истинных кривых деформационного упрочнения алюминия, полученные при испытаниях на одноосное сжатие. Кривая упрочнения 1 при однократном нагружении сравнивается с кривыми 2—5, полученными при повторном нагружении. Экспериментальные данные показывают, что при повторном нагружении материал демонстрирует как более низкий предел текучести, так и более низкий коэффициент упрочнения.

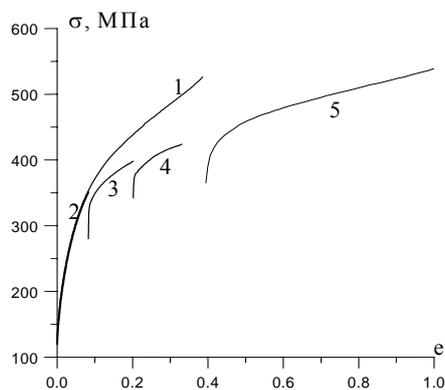


Рис. 4. Кривые упрочнения Al: 1, 2 — непрерывные; 3—5 — повторные деформации.

Аналогичные эффекты обнаружены нами при испытаниях на одноосное растяжение. Испытывали образцы малолегированного титана. Чтобы приблизиться к сильно деформированному состоянию, растягивали образцы, которые предварительно были прокатаны до  $e = 1,2$ . Один образец деформировался непрерывно до момента разрушения, второй — несколько раз разгружался, на нем измеряли поперечное сечение, затем осуществляли повторную деформацию. Номинальные и истинные кривые упрочнения, рассчитанные с учетом изменения поперечного сечения, представлены на рис. 5. Отметим, что для истинного напряжения не делалась поправка на переконцентрацию напряжения в шейке, поскольку она не превышает 10%. Сравнение аппроксимационной кривой с кривой при непрерывном нагружении показывает, что кривая, полученная многократным нагружением, располагается несколько ниже. Коэффициент линейного упрочнения, рассчитанный из истинной кривой, также оказывается ниже. Отношение коэффициента упрочнения к напряжению течения в начале линейной стадии при непрерывном нагружении составляет 0,55, а при повторном — 0,35.

Приведенные результаты свидетельствуют о том, что релаксационные процессы, происходящие при разгрузке, не позволяют полностью восстановить процесс упрочнения при повторном нагружении. Это заметно влияет на фиксируемое значение параметра деформационного упрочнения и затрудняет анализ результатов экспериментов. Тем не менее, учитывая чрезвычайную важность информации об упрочнении материалов, продеформированных до больших деформаций, такой метод анализа получил достаточно большое распространение.

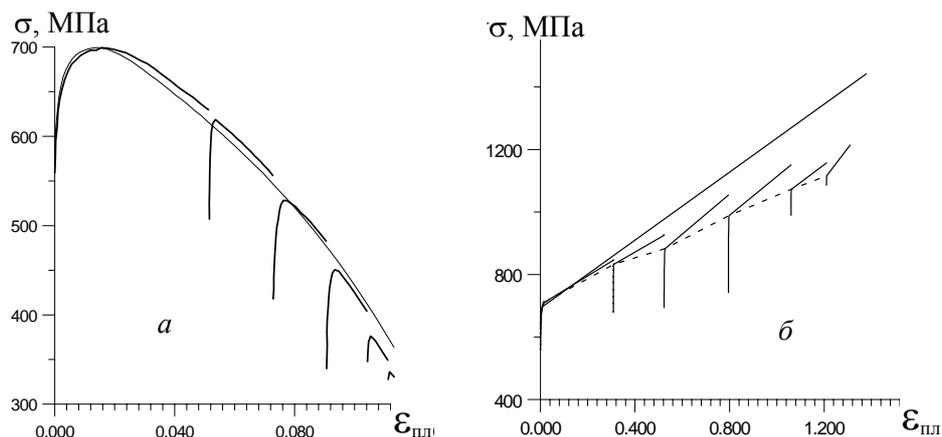


Рис. 5. Номинальные (а) и истинные (б) кривые упрочнения прокатанного титана ( $e = 1, 2, 6$ ).

В упомянутой работе [7], а также в [8] анализировалось упрочнение железных и стальных проволок при больших деформациях ( $e = 5—7$ ). Суммарная кривая напряжение—деформация (см. рис. 3) получалась как суперпозиция результатов испытаний на одноосное растяжение нескольких образцов, продеформированных до разных степеней. Несмотря на отмеченные недостатки метода, именно благодаря схеме повторного нагружения авторам удалось исследовать очень широкий диапазон деформации и связать параметры упрочнения структурными перестройками в сильнодеформированном материале.

Обнаруженное авторами постоянство скорости упрочнения при больших деформациях свидетельствует о неизменности механизма структурных перестроек. В этом случае единственным фактором, ответственным за упрочнение при росте деформации, является диспергирование структуры. Согласно Лонгфорду, можно записать следующее соотношение для величины относительного количества ячеек  $f$  (деленных на начальное количество ячеек) в поперечном сечении при любой заданной степени деформации:

$$f = \frac{N}{N_i} \exp[-(e - e_i)],$$

где  $N_i$  — начальное число ячеек в единице площади сечения, сформировавшихся при некоторой начальной деформации  $e_i$ ;  $N$  — число ячеек в единице площади сечения при некоторой текущей деформации  $e$ .

Зависимость параметра  $f$  от степени деформации представлена на рис. 6. В области малых деформаций проявляется подобие между размерами образца и ячейки, а в области больших — резкое замедление изменения размера ячеек. Линейная связь между напряжением и деформацией, с одной стороны, и обратно пропорциональная связь между напряжением и размером зерна — с другой предопределяют гиперболическую зависимость размера ячейки от степени деформации для сильнодеформированных материалов. Эта зависимость хорошо подтверждается экспериментально как данными Лонгфорда, так и нашими результатами, полученными на образцах железа, подвергнутых РКУ-прессованию (рис. 7).

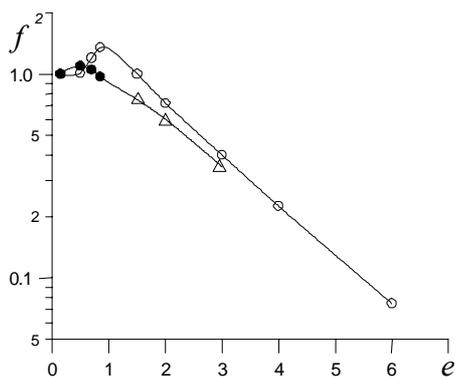


Рис. 6. Зависимость параметра  $f$  от степени деформации [7].

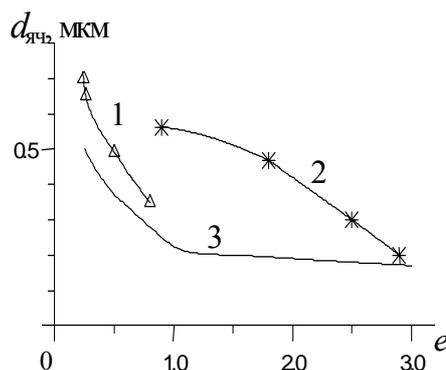


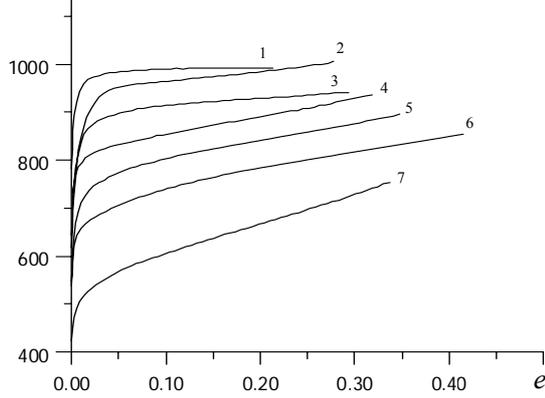
Рис. 7. Зависимость размера ячеек от степени деформации: 1 — прокатка; 2 — РКУ-прессование; 3 — данные Лонгфорда [7].

При такой интерпретации результатов исчезает понятие минимально достижимого размера ячейки (разве, что для разумных ограничений по деформациям). К сожалению, пока не понятен физический смысл такой зависимости, поскольку неясно, что заставляет ячейки уменьшаться в размерах при больших деформациях. Приведенный пример показывает, что расчет модуля пластичности по результатам повторного нагружения сильнодеформированных материалов (и, в частности, в материалах, полученных методом интенсивной пластической деформации) дает важную информацию о механизмах их деформации и структурообразования. Отметим, однако, что даже в эксперименте Лонгфорда схема приложения нагрузки при повторном нагружении (одноосное растяжение) отличается от схемы, используемой для получения сверхвысоких деформаций (волочение), хотя, справедливости ради, отметим, что в этом случае совпадают условия формоизменения образца при деформировании.

В общем случае, можно констатировать, что все схемы создания сильнодеформированных материалов (начиная от простой прокатки и заканчивая сложными схемами ИПД) коренным образом отличаются от простых одноосных схем, используемых для расчета модуля пластичности при повторном деформировании. Поэтому при повторном нагружении правильно не суммировать кривые деформирования, а сопоставлять данные, полученные от образцов, продеформированных до разных степеней деформации. Примером такого сопоставления могут служить результаты испытания на сжатие титана, который был предварительно прокатан при комнатной температуре до различных степеней деформации ( $e = 0—1,6$ ). Параметры упрочнения в этом случае определялись нами по методике, описанной в работах [11, 12]. Образцы испытывали в трех взаимно перпендикулярных направлениях:  $X$ ,  $Y$  — вдоль и поперек направления прокатки,  $Z$  — в направлении сжатия при прокатке. По результатам испытаний рассчитывали истинные кривые деформационного упрочнения, вид которых для направления  $Z$  приведен на рис. 8.

Параметры упрочнения представлены в табл. 1, а на рис. 9 приведена зависимость коэффициента линейного упрочнения  $\theta$  от степени предварительной деформации для образцов, сжатых в трех взаимно перпендикулярно направлениях.

Из представленных результатов следует, что при испытаниях в направлениях  $X$  и  $Z$ , скорость упрочнения  $\theta$  уменьшается с ростом степени предварительной деформации, достигая практически нулевых значений при деформации  $e = 1,6$ . При испы-



предварительной деформации, достигая практически нулевых значений при деформации  $e = 1,6$ . При испы-

Рис. 8. Истинные кривые деформационного упрочнения образцов титана, испытанного на сжатие в направлении  $Z$  после прокатки до  $e_n = 1,6$  (1), 1,25 (2), 1,0 (3), 0,7 (4), 0,5 (5), 0,35 (6) и 0,2 (7).

**Т а б л и ц а 1.** Параметры упрочнения деформированных в трех направлениях образцов титана

$e_{пр}$	$\sigma_{0,2}$ , МПа			$\sigma_{1,0}$ , МПа			$\theta$ , МПа		
	$X$	$Y$	$Z$	$X$	$Y$	$Z$	$X$	$Y$	$Z$
0,18	418	395	470	575	540	605	827	514	722
0,36	565	647	595	750	660	735	867	340	428
0,5	570	630	610	690	675	810	430	224	428
0,7	640	620	573	745	705	677	595	194	427
1,0	615	655	730	745	798	970	274	398	208
1,25	607	705	760	635	815	930	354	351	156
1,6	705	700	860	705	800	980	0	440	36

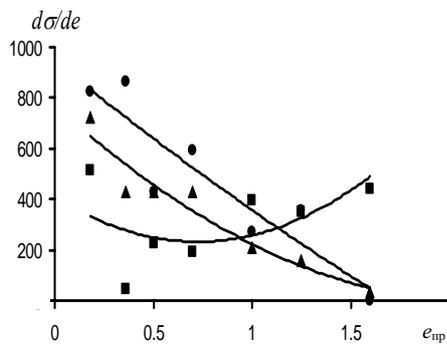


Рис. 9. Зависимость коэффициента линейного упрочнения в направлениях  $X$  ( $\blacktriangle$ ),  $Y$  ( $\blacksquare$ ) и  $Z$  ( $\bullet$ ) от степени предварительной деформации титана.

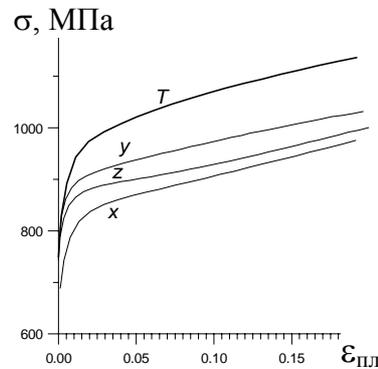


Рис. 10. Кривые упрочнения РКУП-титана, испытанного на сжатие в разных плоскостях.

таниях в направлении  $Y$  коэффициент упрочнения сначала снижается от 800 до 200 МПа, однако при деформациях больше 0,8 несколько повышается до 350—400 МПа.

Аналогичным испытаниям на сжатие подвергали образцы титана, предварительно продеформированные методом равноканально-углового прессования (РКУП) — 4 прохода при температуре 350 °С. Образцы испытывали в трех плоскостях, привязанных к плоскостям прямоугольного образца после РКУП, а также в плоскости, параллельной плоскости легкого сдвига при последнем прессовании (она расположена под углом 45° к плоскости основания образца и обозначена *T*). Результаты экспериментов приведены на рис. 10.

Кривые упрочнения для трех взаимно перпендикулярных направлений практически не отличаются, а для плоскости легкого сдвига упрочнение примерно на 100 МПа выше. По параметрам упрочнения РКУП-образец превосходит прокатанные образцы. Следует отметить очень высокую скорость линейного упрочнения. Все образцы демонстрируют очень высокий коэффициент линейного упрочнения  $\theta = 700\text{—}800$  МПа, который по абсолютному значению близок к пределу текучести материала.

Заметим, что аномально высокие значения модуля пластичности проявляются не только при комнатной температуре испытаний, но и в широком диапазоне температур ниже температуры полигонизации деформированного титана. Об этом свидетельствуют результаты исследования параметров упрочнения титана, подвергнутого ИПД методом винтовой экструзии по схеме — 4 прохода при 400 °С + 1 проход при 20 °С (табл. 2).

Совпадение значений предела текучести и коэффициента линейного упрочнения  $\theta$  при всех температурах указывает на термоактивационный характер коллективных процессов взаимодействия между дислокациями, которые отвечают за структурообразование в сильнодеформированных материалах. Сопоставление абсолютных значений предела текучести с модулем пластичности в этом случае несет еще одну важную смысловую нагрузку: отношение этих величин характеризует склонность материала к локализации деформации. Согласно Консидеру, процесс шейкообразования при растяжении наступает, когда скорость упрочнения (модуль пластичности) уменьшится до напряжения течения  $\sigma = d\sigma/de$ . Из представленных данных следует, что у всех сильнодеформированных материалов модуль пластичности значительно ниже предела текучести. Исключение составляют лишь образцы, предварительно продеформированные методами ИПД. Затруднение шейкообразования в титане и меди, полученных методом интенсивной пластической деформации, действительно отмечалось Валиевым с сотрудниками в работах [13, 14].

Поскольку РКУП-образцы демонстрируют резерв деформационного упрочнения, представляло интерес дополнительно продеформировать их низкотемпературной прокаткой. Брусок РКУП-титана высотой 14 мм разрезали на две пластины размерами 4,6 и 8,4 мм, которые затем прокатывали с шагом 0,2 мм за проход до толщины 3 мм при комнатной температуре. После РКУП образцы прокатывали. Степень деформации после прокатки для первого образца составляла 33%, для второго — 50%. По аналогии с первыми экспериментами прокатанные

образцы были испытаны на сжатие в трех взаимно перпендикулярных направлениях.

**Т а б л и ц а 2. Влияние температуры на параметры упрочнения титана, деформированного винтовой экструзией**

Температура испытаний, °С	Растяжение		Сжатие	
	$\sigma_{02}$ , МПа	$\theta$ , МПа	$\sigma_{02}$ , МПа	$\theta$ , МПа
20	660	640	655	800
100	630	769	564	1051
200	540	618	445	1021
300	482	417	370	638
400	350	310	343	440
500	192	164	302	281

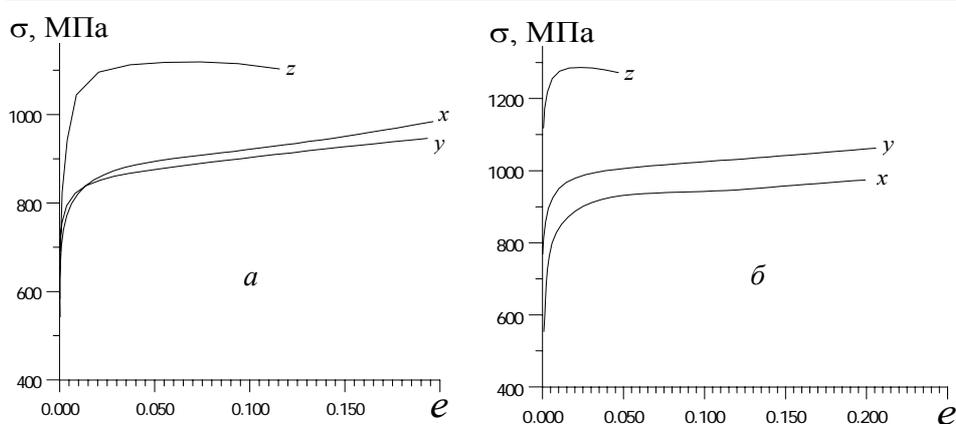


Рис. 11. Кривые упрочнения титана, продеформированного по схемам РКУП + 33 (а) и 50% прокатки (б).

**Т а б л и ц а 3. Результаты расчетов параметров упрочнения деформированных образцов РКУП-титана, подвергнутого дополнительной прокатке**

$e_{пр}$	$\sigma_{02}$ , МПа			$\sigma_{10}$ , МПа			$\theta$ , МПа		
	X	Y	Z	X	Y	Z	X	Y	Z
0,5	742	769	998	910	890	1065	530	500	—
1	665	865	1200	930	1015	1298	195	400	—

Истинные кривые деформационного упрочнения представлены на рис. 11. Прежде всего, следует отметить очень высокие значения предела текучести и деформирующего напряжения образцов, сжатых в направлении Z. У первого образца предел текучести достигал 1000 МПа, у второго — 1200 МПа, а максимальное деформирующее напряжение второго образца — 1300 МПа. Эти значения близки к рекордным для деформированного титана технической чистоты. В направлениях X и Y эти

значения заметно ниже, однако тоже находятся на уровне 1000 МПа. Анализ кривых упрочнения образцов, испытанных в направлении  $Z$ , затруднен, поскольку в них достаточно быстро начинается локализованная деформация и, в конце концов, образцы разрушаются путем локализованного сдвига по плоскости, совпадающей с плоскостью легкого сдвига при последнем проходе РКУП.

В двух других плоскостях анализ параметров упрочнения был проведен в соответствии с методикой, описанной в работах [11, 12]. Данные этих параметров приведены в табл. 3. Из представленных данных следует, что абсолютные значения скорости упрочнения образцов, продеформированных по схеме РКУП + прокатка, хорошо совпадают со значениями, полученными на образцах, продеформированных прокаткой до тех же степеней деформации (см. табл. 1). В частности, после больших степеней деформации прокаткой образцы, сжатые в направлении  $X$ , демонстрируют практически нулевую скорость упрочнения, а образцы, продеформированные в направлении  $Y$ , упрочняются со скоростью 400 МПа. Таким образом, способность ИПД-титана повышать предел текучести после повторной прокатки проявляется за счет снижения модуля пластичности.

### Выводы

Коэффициент линейного упрочнения (модуль пластичности) является важным физическим параметром, который характеризует законы упрочнения и структурообразования при больших деформациях. Корректное сравнение численных значений коэффициентов упрочнения возможно лишь при сопоставимых условиях эксперимента.

При повторном нагружении материала в области больших пластических деформаций его коэффициент линейного упрочнения уменьшается по сравнению с непрерывно деформируемым образцом.

Поскольку все схемы создания сильнодеформированных материалов коренным образом отличаются от простых одноосных схем, при использовании схемы повторного нагружения логично не суммировать кривые деформирования, а сопоставлять данные, полученные на образцах, продеформированных до разных степеней деформации.

1. *Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. и др.* Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов / Под ред. В. И. Трефилова. — К.: Наук. думка, 1987. — 248 с.
2. *Моисеев В. Ф.* Металлофизика и новейшие технологии. — 2000. — № 3. — С. 389—396.
3. *Kocks U. F., Mesking H.* // *Progress in Materials Science.* — 2003. — **48.** — P. 171—273.
4. *Кроха В. А.* Кривые упрочнения металлов при холодной деформации. — М. Машиностроение, 1968. — 131 с.
5. *Давиденков Н. Н., Спиридонова Н. Н.* Анализ напряженного состояния в шейке растянутого образца // Завод. лаборатория. — 1945. — **XI**, № 6. — С. 583—593.
6. *Zehetbauer M., Seumer V.* // *Acta Metall. Mater.* — 1993. — **41.** — 577 p.
7. *Langford G., Cohen M.* // *Trans. of the ASM.* — 1966. — **62.** — P. 623—637.
8. *Clenn R.C., Langford G.* // *Quan.* — 1969. — **62.** — P. 285—299.

9. *Вербило Д. Г.* Особенности расчета истинных кривых нагружения при кручении // Проблемы прочности. — 2011. — № 3. — С. 110—123.
10. *Фирстов С. А., Подрезов Ю. Н., Даниленко Н. И. и др.* Роль процессов релаксации в упрочнении нанокристаллических материалов, полученных глубокой пластической деформацией // Физика и техника высоких давлений. — 2003. — **13**, № 3. — С. 37—47.
11. *Подрезов Ю. Н.* Структурная чувствительность механических свойств наноматериалов // Там же. — 2004. — № 4. — С. 32—42.
12. *Подрезов Ю. Н., Даниленко В. И.* Анализ влияния повторной деформации на механическое поведение образцов титана, продеформированных методом винтовой экструзии // Электронная микроскопия и прочность материалов. — К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2009. — Вып. 16. — С. 67—78.
13. *Валиев Р. З.* Создание объемных наноструктурных материалов методами интенсивной пластической деформации для инновационных применений в технике и медицине // Физика и техника высоких давлений. — 2008. — **18**, № 4. — С. 9—17.
14. *Valiev R. Z., Alexandrov I. V., Lowe T. C., Zhu Y. T.* // J. Mater. Res. — 2002. — **17**. — P. 5.

### **Лінійне зміцнення при великих деформаціях**

Ю. М. Подрезов, В. І. Даниленко

*Розглядається коефіцієнт лінійного зміцнення (модуль пластичності), який є важливим фізичним параметром, що характеризує закони зміцнення і структуроутворення при великих деформаціях. Показано, що коректне порівняння чисельних значень коефіцієнтів зміцнення можливо лише за подібних умов експерименту. Розглянуто вплив схеми повторного вантажання на параметри зміцнення. Проведено зіставлення параметрів зміцнення сильнодеформованого титану, отриманого методами інтенсивної пластичної деформації.*

**Ключові слова:** зміцнення, великі деформації, модуль пластичності.

### **The linear hardening at large deformations**

Y. N. Podrezov, V. I. Danylenko

*The work aimed on the examination of the coefficient of the linear work-hardening (module of plasticity), that is an important physical parameter characterizing the laws of work-hardening and structure formation at large deformations, is in-process examined. It is shown that correct comparison of numeral values of coefficients of work-hardening it possible only at the comparable terms of experiment. Influence of chart of the repeated lading on the parameters of work-hardening is considered. Comparison of parameters of work-hardening of highly deformed titanium titan got the methods of severe plastic deformation has been conducted.*

**Keywords:** hardening, large deformations, modulus of plasticity.

