

PACS: 62.20.Fe

Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко

ФЕНОМЕНОЛОГИЯ МОДУЛЯ ПЛАСТИЧНОСТИ СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины
ул. Кржижановского, 3, г. Киев, 03680, Украина

Статья поступила в редакцию 5 ноября 2012 года

В основу анализа законов упрочнения при больших деформациях положен постулат о линейной связи между истинным напряжением и деформацией материала. По аналогии с упругой деформацией коэффициент пропорциональности θ часто называется модулем пластичности. В данной работе обращено внимание на ряд особенностей, которые необходимо учитывать при исследовании этого важного физического параметра. Рассмотрено влияние схемы деформирования и условий повторного нагружения на параметры упрочнения.

Ключевые слова: упрочнение, большие деформации, модуль пластичности

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 [1–6]. Формальное определение параметров упрочнения на стадии больших деформаций значительно проще, чем в начале кривой упрочнения. Если для ранних стадий, где работает параболическое упрочнение, расчет коэффициентов и показателей упрочнения требует преобразования координат [7,8], то при больших деформациях связь между напряжением и деформацией предлагается описывать простым линейным законом [1–4]: $\sigma_{tr} = \sigma_{par} + \theta e$, где σ_{tr} – истинное напряжение, σ_{par} – напряжение в конце параболической стадии, θ – коэффициент линейного упрочнения, e – деформация. По аналогии с упругой деформацией, где также наблюдается линейная связь между напряжением и деформацией, коэффициент θ часто называется модулем пластичности. Причина линейного закона упрочнения, несомненно, кроется в механизмах пластической деформации при больших ее степенях, а величина θ 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 одних работах постоянство скорости упрочнения наблюдается для относи-

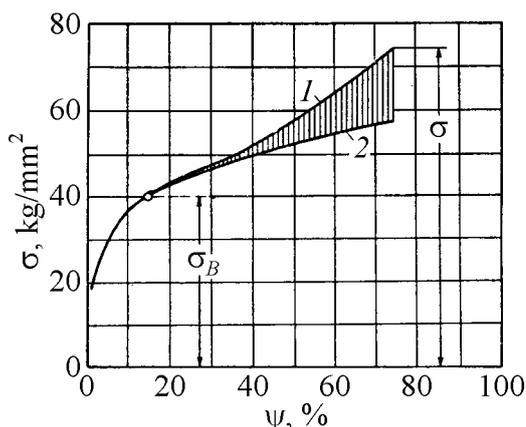


Рис. 1. График зависимости истинного напряжения от сужения: 1 – расчетная кривая, 2 – с учетом поправки на распределение напряжений в шейке [5]

Угол наклона на линейном участке зависимости истинное напряжение–относительное сужение авторы [5] впервые назвали модулем пластичности. Хотя иллюстрация линейного упрочнения приводится для деформации, определяемой относительным сужением, величину модуля пластичности они предлагали определять в терминах истинной деформации $D_\sigma = d\sigma/de$. С учетом связи между истинной деформацией e и относительным сужением ψ , которая описывается выражением $e = \ln(1/(1 - \psi))$, было получено соотношение между коэффициентом линейного упрочнения $d\sigma/d\psi$ и модулем пластичности

$$\frac{d\sigma}{d\psi} = \frac{d\sigma}{(1-\psi)de} = D_\sigma \frac{1}{1-\psi} \quad (1)$$

или

$$D_\sigma = \frac{d\sigma}{d\psi}(1-\psi). \quad (2)$$

В соответствии с [5] модуль пластичности D_σ зависит от степени деформации.

Линейная связь между напряжением сдвига τ и деформацией сдвига γ на IV стадии упрочнения (стадии формирования нанозерен) постулируется и в кинетической теории упрочнения [3]. Сторонники этой концепции чаще всего ссылаются на результаты работы Зехетбауэра с соавт. [6], полученные в экспериментах на кручение. Широко обсуждается стадийность кривых упрочнения, рассчитанных в координатах $d\tau/d\gamma$ – τ (рис. 2).

Такие зависимости получаются пересчетом диаграммы напряжение сдвига–деформация сдвига (рис. 3,а), где деформация сдвига берется в условных координатах. В кинетической теории упрочнения обычно акцентируется внимание на постоянстве скорости упрочнения при увеличении напряжения

тельного сужения ψ [3], в других – для относительного удлинения ϵ [4] и, наконец, в третьих – для истинной деформации e [5,6]. В данной работе обращено внимание на ряд особенностей, которые необходимо учитывать при исследовании коэффициента линейного упрочнения.

Н.Н. Давиденков и Н.И. Спиридонова [5] одними из первых обратили внимание на линейную связь между напряжением и деформацией при одноосном растяжении. В качестве меры деформации они выбрали относительное сужение образца (в том числе в области шейки) (рис. 1).

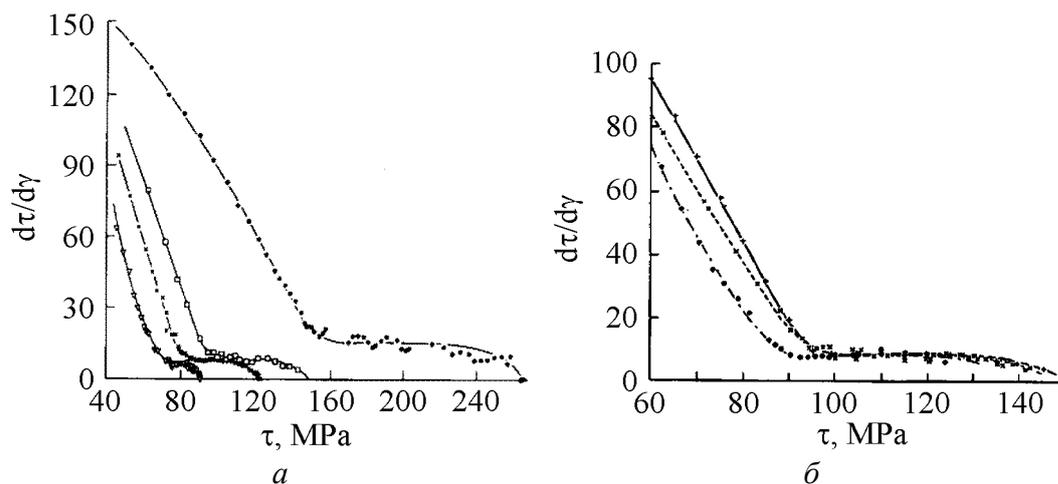


Рис. 2. Кривые упрочнения в координатах $d\tau/d\gamma$ – τ алюминия, испытанного при разных температурах (а) и при разных скоростях (б) [6]

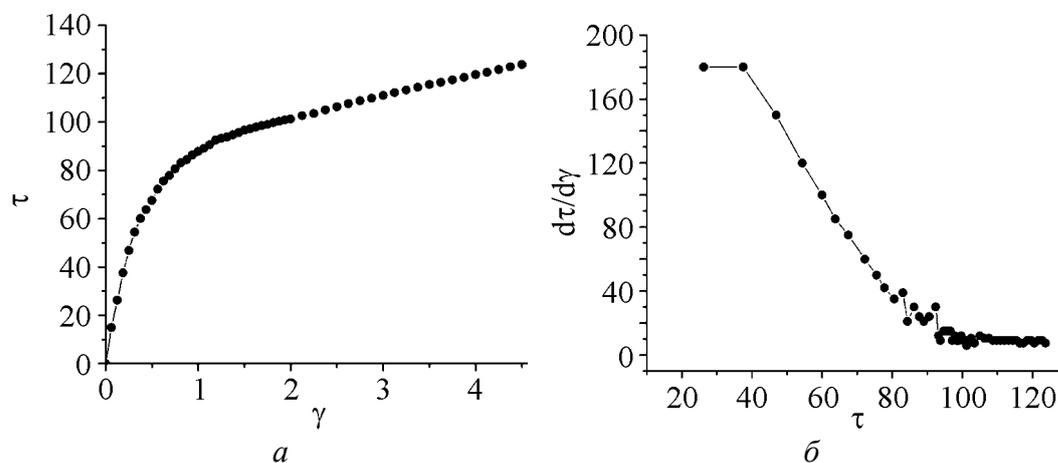


Рис. 3. Кривые упрочнения алюминия по результатам испытания на кручение: а – в координатах τ – γ , б – в координатах $d\tau/d\gamma$ – τ [6]

в области больших деформаций (рис. 3,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 [9] связь между этими величинами описывается приближенным соотношением $\varepsilon \sim 0.7\gamma$.

О линейной связи напряжения и деформации говорят данные еще одной классической работы – статьи Лэнгфорда и Коэна [7], в которой представлены результаты исследования структуры и механического поведения железа при больших деформациях. Кривые упрочнения (рис. 4), построенные в истинных координатах, демонстрируют линейную зависимость между напряжением и деформацией. Отметим, что именно истинные значения напряжения деформации наиболее точно характеризуют механическое поведение деформируемого материала в каждый момент времени.

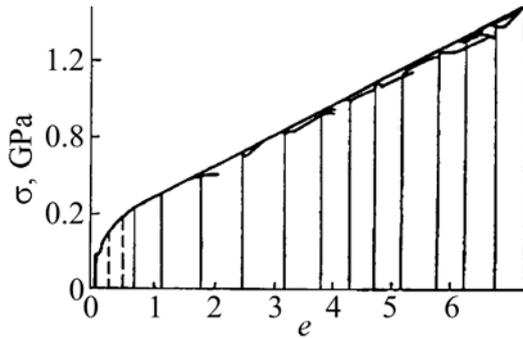


Рис. 4. Кривая деформационного упрочнения железа при больших деформациях [7]

Обнаруженное авторами [7] 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 [7] можно записать следующее соотношение для величины относительного количества ячеек f в поперечном сечении при любой заданной степени деформации:

$$f = \frac{N}{N_i} \exp[-(e - e_i)], \quad (3)$$

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. 5.

В области малых деформаций проявляется подобие между размером образца и размером ячейки, а в области больших деформаций – 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, предопределяет гиперболическую зависимость размера ячейки от степени деформации для сильнодеформированных материалов. Эта зависимость хорошо подтверждается экспериментально как данными [7], так и нашими результатами, полученными на образцах железа, подвергнутых равноканальному угловому прессованию (РКУП) (рис. 6). При такой интерпретации результатов исчезает понятие

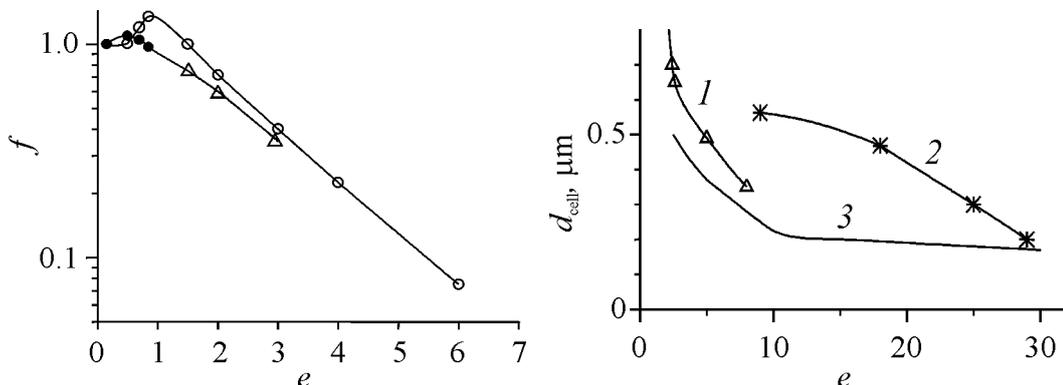


Рис. 5. Зависимость параметра f от степени деформации [7]

Рис. 6. Зависимость размера ячеек от степени деформации: 1 – прокатка, 2 – РКУП, 3 – данные [7]

минимально достижимого размера ячейки, которое будет ограничиваться степенью деформации. Приведенный пример показывает, что расчет модуля пластичности дает важную информацию о механизмах деформации и структурообразования.

Как видно из приведенных примеров, имеется значительное разночтение в методологии определения величины коэффициента линейного упрочнения. Более того, описанные выше результаты в значительной мере противоречат друг другу. Если согласно [5] истинное напряжение линейно связано с относительным сужением, то ввиду того, что $e = \ln(1 + \varepsilon)$, а $\varepsilon - \psi - \varepsilon\psi = 0$, ни удлинение, ни истинная деформация линейную связь с истинным напряжением иметь не могут. То же касается данных Зехетбауэра [6]: если линейное упрочнение наблюдается на диаграмме нагружения в условных координатах τ - γ , то в истинных координатах такая связь наблюдаться не будет. Отметим, что рассчитанная в [6] величина коэффициента линейного упрочнения значительно ниже, чем полученная в [5,7]. Согласно [6] отношение коэффициента упрочнения к напряжению течения в начале линейной стадии составляет 0.05–0.1, тогда как по данным [7,8] эта величина составляет 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, чем рассчитанная 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.

Обратим внимание, что истинная кривая деформационного упрочнения, представленная на рис. 4, построена методом повторного нагружения деформированных образцов. В работах [7,8] суммарную кривую напряжение–деформация получали как суперпозицию результатов испытаний на одноосное растяжение нескольких образцов железной или стальной проволоки, продеформированных до разных степеней деформации.

Применение схем повторного нагружения также может быть источником неточностей при расчете модуля пластичности. Использование этой методики для исследования упрочнения в сильнодеформированных материалах практически неизбежно, поскольку достигаемые суммарные деформации ($e \sim 10$) значительно превосходят деформации, достигаемые в ходе непрерывного нагружения. При одноосном растяжении предельные деформации ограничены моментом разрушения и, как правило, не превышают величину $e = 1.5$. При сжатии ограничение связано с наличием торцевого трения. Корректный расчет кривых упрочнения при одноосном сжатии возможен до деформаций $e = 1.2$ [4]. Наибольшие значения деформации были достигнуты при испытаниях на кручение чистых металлов (Al, Cu, Ag) [6]. Здесь в лучшем случае были получены относительные деформации сдвига $\gamma \sim 6$ –12, что в пересчете

на величину истинной деформации составляет 1.5–2.5. К сожалению, эти цифры, как правило, достигаются лишь в самых пластичных материалах, обладающих низкими параметрами упрочнения.

Для доказательства корректности применения схем повторного нагружения используется известный постулат механики, согласно которому при повторном нагружении образца полностью воспроизводится первичная кривая нагружения. Тогда истинная кривая упрочнения может быть рассчитана прямым 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 степенях. Наиболее наглядный пример – испытание одного и того же образца с промежуточной разгрузкой.

На рис. 7 приведены результаты наших исследований истинных кривых деформационного упрочнения алюминия, полученные при испытаниях на одноосное сжатие. Как видим, при повторном нагружении материал демонстрирует и более низкий предел текучести, и более низкий коэффициент упрочнения.

Аналогичные эффекты были обнаружены нами также при испытаниях на одноосное растяжение малолегированного титана. Чтобы приблизиться к сильнодеформированному состоянию, растягивали образцы, которые предварительно были прокатаны до деформации $e_{\text{roll}} = 1.2$, где e_{roll} – истинная деформация при прокатке. Один образец деформировали непрерывно до момента разрушения, второй – несколько раз разгружали, измеряли поперечное сечение, затем осуществляли повторную деформацию. Номинальные

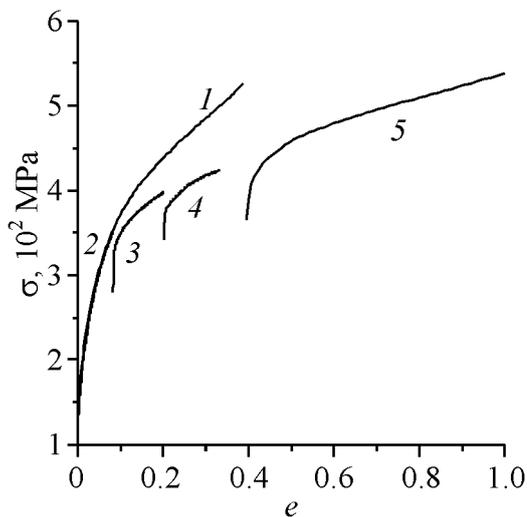


Рис. 7. Кривые деформационного упрочнения алюминия при непрерывной (1, 2) и повторной (3–5) деформации

и истинные кривые упрочнения, рассчитанные с учетом изменения поперечного сечения, представлены на рис. 8,а,б соответственно (отметим, что для истинного напряжения не делали поправки на переконцентрацию напряжения в шейке, поскольку эта поправка не превышает 10%). Сравнение истинных кривых упрочнения показывает, что кривые, полученные многократным нагружением, располагаются несколько ниже (рис. 8,б). Отношение коэффициента упрочнения к напряжению течения в начале линейной стадии при непрерывном нагружении составляет 0.55, а при повторном – 0.35.

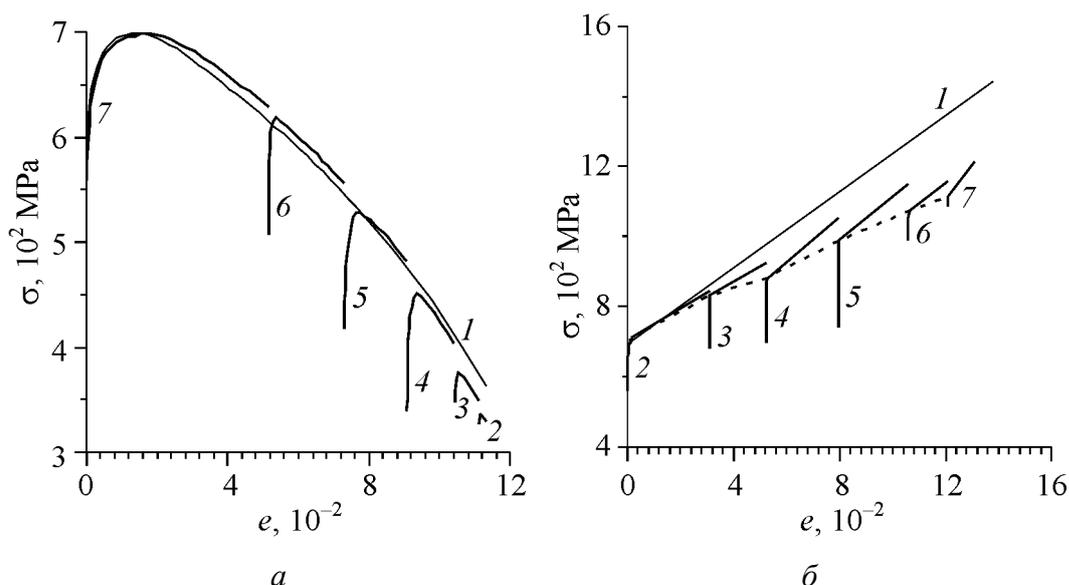


Рис. 8. Номинальные (а) и истинные (б) кривые упрочнения прокатанного титана ($e_{\text{roll}} = 1.2$)

Приведенные результаты говорят о том, что релаксационные процессы, происходящие при разгрузке, не позволяют полностью восстановить процесс упрочнения при повторном нагружении. Это заметно сказывается на фиксируемом значении параметра деформационного упрочнения и затрудняет анализ результатов экспериментов. Тем не менее, благодаря чрезвычайной важности информации об упрочнении материалов, продеформированных до больших деформаций, метод повторных деформаций получил достаточно широкое распространение.

Отметим, однако, что даже в эксперименте Лэнгфорда 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 [7]. 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, применяемых для расчета модуля пластичности при повторном деформировании. Поэтому при использовании идеологии повторного нагружения логично говорить не о суммировании кривых деформирования, а о сопоставлении данных, полученных для 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_{roll} (от 0 до 1.6). Параметры упрочнения в этом случае определялись нами по методике, описанной в ра-

ботах [11,12]. Образцы испытывали в трех взаимно перпендикулярных направлениях: X , Y – соответственно вдоль и поперек направления прокатки, Z – в направлении редукиции при прокатке (табл. 1). По результатам испытаний рассчитывали истинные кривые деформационного упрочнения, вид которых для направления Z приведен на рис. 9.

Зависимость коэффициента линейного упрочнения θ от степени предварительной деформации для образцов, сжатых в трех взаимно перпендикулярных направлениях (X , Y , Z), представлена на рис. 10.

Таблица 1

Параметры упрочнения деформированных образцов титана

Направление	Параметры упрочнения, МПа	e_{roll}						
		0.18	0.36	0.5	0.7	1.0	1.25	1.6
X	σ_{02}	418	565	570	640	615	607	705
	σ_{10}	575	750	690	745	745	635	705
	θ	827	867	430	595	274	354	0
Y	σ_{02}	395	647	630	620	655	705	700
	σ_{10}	540	660	675	705	798	815	800
	θ	514	340	224	194	398	351	440
Z	σ_{02}	470	595	610	573	730	760	860
	σ_{10}	605	735	810	677	970	930	980
	θ	722	428	428	427	208	156	36

Примечание. σ_{02} – предел текучести, σ_{10} – напряжение при 10% деформации.

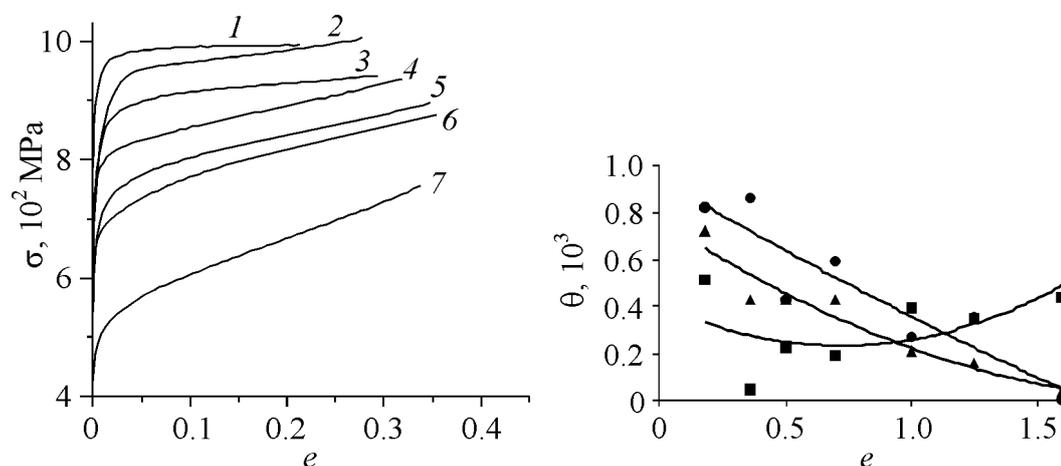


Рис. 9. Истинные кривые деформационного упрочнения образцов титана, испытанного на сжатие в направлении Z до степени деформации e_{roll} : 1 – 1.6, 2 – 1.25, 3 – 1.0, 4 – 0.7, 5 – 0.5, 6 – 0.35, 7 – 0.2

Рис. 10. Зависимость коэффициента линейного упрочнения θ от степени предварительной деформации прокатки титана, сжатого в направлениях X (\blacktriangle), Y (\blacksquare), Z (\bullet)

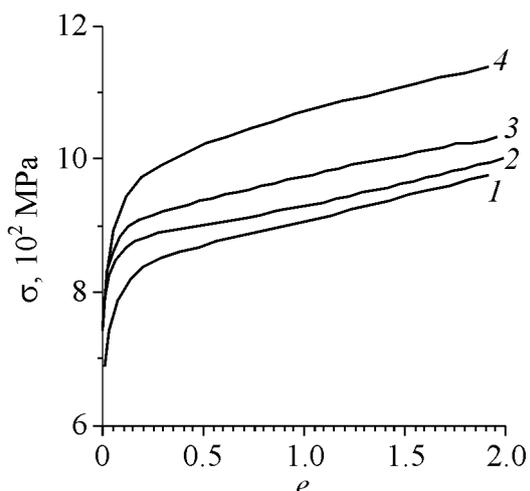


Рис. 11. Кривые упрочнения РКУП-титана, испытанного на сжатие в трех взаимно перпендикулярных плоскостях X (1), Z (2), Y (3) и в плоскости, параллельной плоскости легкого сдвига (4)

плоскостях X , Y , Z , привязанных к плоскостям прямоугольного образца после РКУП (рис. 11, кривые 1–3), а также в плоскости, параллельной плоскости легкого сдвига (кривая 4, при последнем прессовании она расположена под углом 45° к плоскости основания образца).

Кривые упрочнения 1–3 практически не отличаются, а для кривой 4 значение упрочнения примерно на 100 МПа выше. По параметрам упрочнения РКУП-образец превосходит прокатанные образцы. Обращает на себя внимание тот факт, что 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°C + 1 проход при 20°C (табл. 2).

Практическое совпадение значений предела текучести и коэффициента линейного упрочнения θ при всех температурах свидетельствует о термоактивационном характере коллективных процессов взаимодействия между дислокациями, которые отвечают за процесс структурообразования 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) уменьшается до напряжения течения $\sigma = d\sigma/de$.

Из представленных результатов видно, что при испытаниях в направлениях X и Z скорость упрочнения θ уменьшается с ростом степени предварительной деформации, достигая практически нулевых значений при деформации $e_{\text{roll}} = 1.6$. При испытаниях в направлении Y коэффициент упрочнения сначала падает от 800 до 200 МПа, однако при деформациях больше $e_{\text{roll}} = 0.8$ несколько повышается до 350–400 МПа.

Аналогичным испытаниям на сжатие были подвергнуты образцы титана, предварительно деформированные методом РКУП – 4 прохода при температуре 350°C . Образцы испытывали в трех плос-

Таблица 2

Влияние температуры на параметры упрочнения титана, деформированного винтовой экструзией

Температура испытаний, °С	Параметры упрочнения			
	растяжение		сжатие	
	σ_{02}	θ	σ_{02}	θ
	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

Из представленных данных видно, что у всех сильнодеформированных материалов модуль пластичности значительно ниже, чем предел текучести. Исключение составляют лишь образцы, предварительно продеформированные методами ИПД. Затруднение шейкообразования в ИПД-титане и меди действительно отмечалось в работах [13,14].

Поскольку РКУП-образцы демонстрируют резерв деформационного упрочнения, представляло интерес дополнительно продеформировать их путем низкотемпературной прокатки. Брусочек РКУП-титана высотой 14 мм разрезали на две пластины высотой 4.6 и 8.4 мм, которые затем прокатывали с шагом 0.2 мм за проход до толщины 3 мм при комнатной температуре. В дополнение к РКУП-деформации степень деформации после прокатки для первого образца составляла $e_{\text{roll}} = 0.5$, для второго $e_{\text{roll}} = 1$. По аналогии с первыми экспериментами прокатанные образцы были испытаны на сжатие в трех взаимно перпендикулярных направлениях.

Истинные кривые деформационного упрочнения представлены на рис. 12. Прежде всего обращают на себя внимание 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 для образцов, испытанных в направлении Z, затруднен, поскольку в них достаточно быстро начинается локализованная деформация, и в конце концов они 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 [11,12]. Данные об этих параметрах представлены в табл. 3.

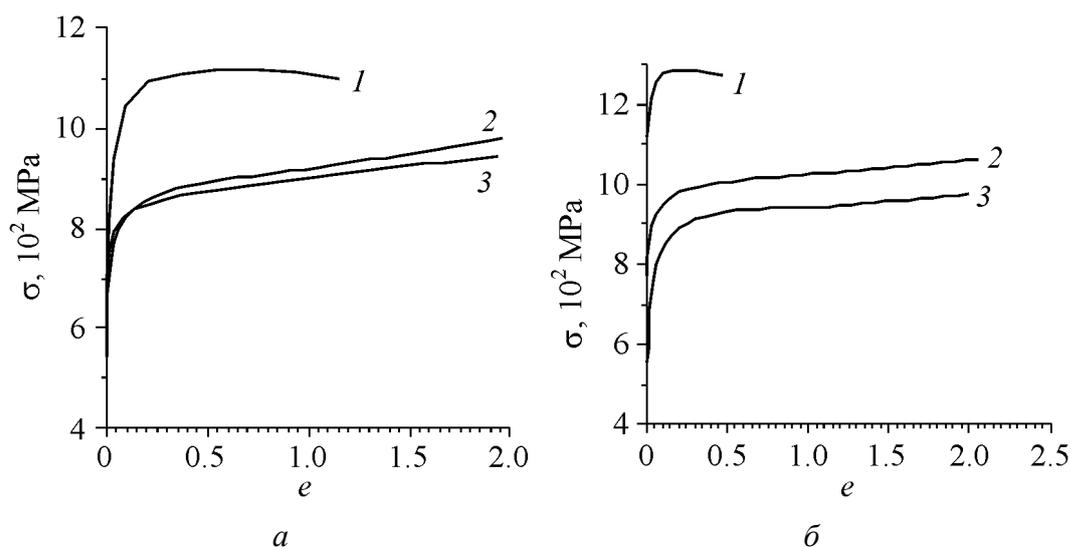


Рис. 12. Кривые упрочнения титана, продеформированного по схемам: *a* – РКУП + 33% прокатки, *б* – РКУП + 50% прокатки; 1 – направление Z, 2 – X, 3 – Y

Таблица 3

Результаты расчетов параметров упрочнения деформированных образцов РКУП-титана, подвергнутых дополнительной прокатке в направлениях X, Y, Z

Параметры упрочнения, МПа	$e_{\text{roll}} = 0.5$			$e_{\text{roll}} = 1$		
	X	Y	Z	X	Y	Z
σ_{02}	742	769	998	665	865	1200
σ_{10}	910	890	1065	930	1015	1298
θ	530	500	–	195	400	–

Из представленных данных видно, 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

1. 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.

2. При повторному навантаженні матеріала в області великих пластических деформацій його коефіцієнт лінійного упрочнення зменшується по порівнянню з неперервно деформуваним зразком.

3. Оскільки всі схеми створення сильнодеформованих матеріалів коренним зразком відрізняються від простих одноосних схем, при використанні ідеології повторного навантаження логічно говорити не про суммування кривих деформування, а про порівняння даних, отриманих від зразків, деформованих до різних ступенів деформації.

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. В.Ф. Моисеев, Металлофиз. новейшие технол. **23**, 387 (2001).
3. U.F. Kocks, H. Mesking, Prog. Mater. Sci. **48**, 171 (2003).
4. В.А. Кроха, Кривые упрочнения металлов при холодной деформации, Машиностроение, Москва (1968).
5. Н.Н. Давиденков, Н.И. Спиридонова, Заводская лаборатория **11**, 583 (1945).
6. M. Zehetbauer, V. Seumer, Acta metall. mater. **41**, 577 (1993).
7. G. Langford, M. Cohen, Trans. ASM **62**, 623 (1966).
8. R.C. Glenn, G. Langford, Trans. Quart **62**, 285 (1969).
9. Д.Г. Вербило, Проблемы прочности № 3, 110 (2011).
10. С.А. Фирстов, Ю.Н. Подрезов, Н.И. Даниленко, Е.Н. Борисовская, Н.В. Миначков, ФТВД **13**, № 3, 37 (2003).
11. Ю.Н. Подрезов, ФТВД **14**, № 4, 32 (2004).
12. Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, в сб.: Электронная микроскопия и прочность материалов, ИПМ, Киев (2009), с. 67–78.
13. Р.З. Валиев, ФТВД **18**, № 4, 9 (2008).
14. R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, T.C. Lowe, Y.T. Zhu, J. Mater. Res. **17**, 5 (2002).

Ю.М. Подрезов, В.И. Даниленко

ФЕНОМЕНОЛОГІЯ МОДУЛЯ ПЛАСТИЧНОСТІ СИЛЬНОДЕФОРМОВАНИХ МАТЕРІАЛІВ

В основу аналізу законів зміцнення при великих деформаціях покладено постулат про лінійний зв'язок між істиною напругою й деформацією матеріалу. За аналогією з пружною деформацією коефіцієнт пропорційності θ часто називається модулем пластичності. У даній роботі звернуто увагу на ряд особливостей, які необхідно врахувати під час дослідження цього важливого фізичного параметра. Розглянуто вплив схеми деформації та умов повторного навантаження на параметри зміцнення.

Ключові слова: зміцнення, великі деформації, модуль пластичності

Yu.N. Podrezov, V.I. Danilenko

PHENOMENOLOGY OF THE MODULUS OF PLASTICITY IN STRONGLY DEFORMED MATERIALS

The work is focused on the analysis of hardening laws under high plastic deformations. The postulate of linear subsection between true stress and true deformation is discussed with the main consequence that is the modulus of plasticity as a characteristics of the angle of inclination at the linear part of the hardening curve. Linear law of hardening is generated by the mechanisms of plastic deformation at high deformation degree and its magnitude depends on the conditions of formation of deformation substructure. It is noted that the physical meaning of the coefficient of linear hardening is still unclear. Besides, there are some contradictions in calculation procedures and interpretations of the results of experiments. Some papers report that consistency of the hardening rate is observed at the relative contraction; other works associate it with the relative elongation or with true deformation. This discrepancy results in substantial difference in experimental magnitudes of the modulus of plasticity evaluated by different methods. The paper contains the conclusion that correct comparison of the values of hardening coefficient becomes possible only at comparable experimental conditions.

It is shown that in the course of reloading at high plastic deformations, the coefficient of linear hardening is reduced, as compared with an uninterruptedly deformed sample. At reloading of materials processed with using complex loading schemes, it is effectually to compare the data at different deformation stages, but not to sum up the deformation curves.

Keywords: hardening, high deformations, modulus of plasticity

Fig. 1. Contraction dependence of true stress: 1 – calculated curve; 2 – with allowance for stress distribution in the neck [5]

Fig. 2. Hardening curves of aluminum in $d\gamma/d\tau$ - τ coordinates: a – at varied temperature, $\bar{\sigma}$ – at varied rates [6]

Fig. 3. Hardening curves of aluminum tensile tests: a – in γ - τ coordinates, $\bar{\sigma}$ – in $d\gamma/d\tau$ - τ coordinates [6]

Fig. 4. Curve of deformation hardening of iron at high deformations [7]

Fig. 5. Deformation dependence of f parameter [7]

Fig. 6. Deformation dependence of the cell size: 1 – rolling, 2 – ECAP, 3 – data of [7]

Fig. 7. Curves of deformation hardening of aluminum: a – at continuous deformation (curves 1, 2) and reloading (3–5)

Fig. 8. Nominal (a) and true ($\bar{\sigma}$) hardening curves of the rolled titanium ($e_{\text{roll}} = 1.2$)

Fig. 9. True curves of deformation hardening of the titanium samples under compressive test in Z direction up to degree of deformation e_{roll} : 1 – 1.6, 2 – 1.25, 3 – 1.0, 4 – 0.7, 5 – 0.5, 6 – 0.35, 7 – 0.2

Fig. 10. The dependence of the coefficient of linear hardening θ on the degree of preliminary rolling deformation of titanium compressed in X (\blacktriangle), Y (\blacksquare), Z (\bullet) directions

Fig. 11. Hardening curves of ECAP titanium under compressive test in three mutually perpendicular planes X (curve 1), Z (2), Y (3) and in the plane parallel to the simple shear plane (4)

Fig. 12. Hardening curves of the deformed titanium: а – ECAP + 33% rolling, б – ECAP + 50% rolling; 1 – Z direction, 2 – X , 3 – Y