

PASC: 62.20.Fe

Е.М. Борисовская¹, Д.Г. Вербило¹, В.А. Писаренко¹, Ю.Н. Подрезов¹,
В.А. Назаренко¹, Я.И. Евич¹, В.И. Копылов²

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННОГО ТИТАНА

¹Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины
ул. Кржижановского, 3, г. Киев, 03680, Украина
E-mail: podrezov@materials.kiev.ua

²Физико-технический институт НАН Беларуси
г. Минск, Беларусь

Обработка кривых упрочнения в координатах $d\sigma/de-\sigma$ в предварительно деформированных материалах, испытанных на одноосное сжатие, позволяет выделить две стадии упрочнения, характеризующиеся тремя параметрами: модулем пластичности θ , характеризующим скорость линейного упрочнения материала и соответствующим значением производной на истинной кривой упрочнения; коэффициентом упрочнения на начальной стадии K_{III} , определяемым как угол наклона на кривой $d\sigma/de-\sigma$ на начальном участке упрочнения; напряжением Войса σ_{III} , которое определяется как точка пересечения ниспадающего участка зависимости $d\sigma/de-\sigma$ с осью напряжений.

Введение

В работе [1] нами был предложен новый подход к анализу кривых упрочнения предварительно деформированных материалов. Суть подхода состояла в том, что в качестве основного метода предлагалось использовать испытание образцов на одноосное сжатие. При анализе механического поведения деформированных образцов этот метод имеет несомненные преимущества перед одноосным растяжением (где при очень малых деформациях образуется шейка) и перед кручением (где сложность изготовления объекта исследования затрудняет анализ влияния структурной и кристаллографической анизотропии).

Результаты исследований показывают, что при выполнении простейших требований к образцам на сжатие (параллельность торцевых граней) и использовании допустимых соотношений между шириной b и высотой h образца ($b/h = 1-1.5$) удастся получить корректные значения параметров упрочнения в диапазоне истинных деформаций $e = 0-0.3$, что примерно на порядок больше, чем при растяжении. Применяя образцы правильной кубической формы, можно

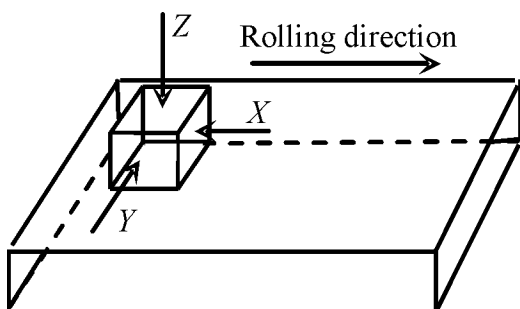


Рис. 1. Схема вырезки образца (размерами $3 \times 3 \times 3$ mm) из прокатанного листа

достаточно просто осуществлять сравнительный анализ механического поведения предварительно деформированного материала в трех взаимно перпендикулярных направлениях.

Проведены исследования параметров упрочнения при сжатии титана, продеформированного прокаткой до степеней деформации $e = 0.2-1.7$, в трех направлениях, обозначенных X, Y и Z (рис. 1).

Обработка результатов исследований в координатах $d\sigma/d\varepsilon-\sigma$ позволяет определять скорость упрочнения материала при заданной степени предварительной деформации, а при наличии образцов, продеформированных до разных степеней, достаточно точно воспроизводить кривую упрочнения в широком диапазоне деформаций.

Для пояснения этих положений обратимся к рис. 2. На рис. 2,а приведены кривые упрочнения образцов – исходного и предварительно продеформированного до деформации e_1 . Если исходный образец в процессе деформации проходит через все стадии эволюции структуры, достигая фиксированного значения упрочнения σ_1 при деформации e_1 , то после разгрузки и повторного нагружения деформирующее напряжение σ_1 достигается значительно быстрее, поскольку лишь незначительная степень деформации нужна для реновации работы источников Франка–Рида. Участок диаграммы $\sigma_1-\sigma_2$, характеризующий кривую упрочнения предварительно деформированного материала в интервале деформаций $\Delta e = e_2 - e_1 = 0.1-0.2$ может быть аппроксимирован прямой линией, наклон которой соответствует скорости упрочнения материала при степени деформации e_1 .

Перестройка истинной диаграммы нагружения деформированного материала в координаты $d\sigma/d\varepsilon-\sigma$ дает информацию об изменении скорости упрочнения образца при его нагружении. На рис. 2,б приведена пересчитанная в этих координатах кривая упрочнения титана, предварительно продеформированного до $e = 1.25$. Данная кривая является результатом компьютерной обработки истинной кривой упрочнения при сжатии образца в направлении приложения усилия при прокатке. На кривой выявляются два ярко выраженных участка: 1) с резким замедлением скорости упрочнения (характеризует условия реновации источников Франка–Рида); 2) с постоянным значением $d\sigma/d\varepsilon$ (характеризует скорость упрочнения материала при соответствующей степени повторной деформации). По аналогии с классической теорией упрочнения недеформированных материалов предлагаем характеризовать процесс упрочнения предварительно деформированного материала тремя параметрами:

– модулем пластичности θ , который характеризует скорость линейного упрочнения деформированного материала;

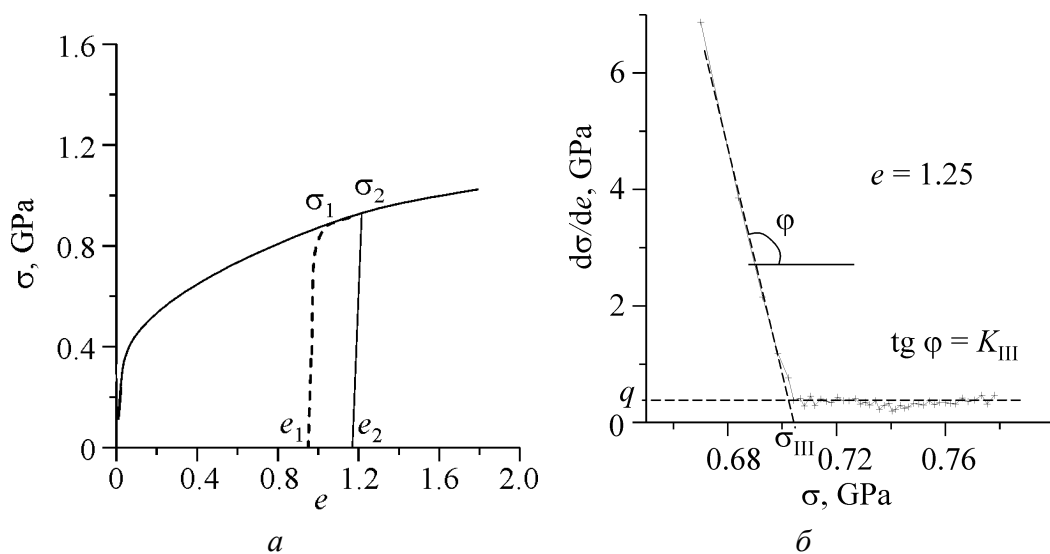


Рис. 2. Истинные кривые упрочнения титана: *a* – исходного (—) и предварительно деформированного (---); *б* – деформированного до $e = 1.25$ (пересчитанная в координатах $d\sigma/de-\sigma$)

– коэффициентом упрочнения на начальной стадии K_{III} , определяемым как угол наклона на кривой $d\sigma/de-\sigma$ на начальном участке упрочнения. С физической точки зрения параметр K_{III} характеризует способность деформированного материала реанимировать условия после процесса разгрузки. По сути, величина K_{III} связана со скоростью реновации источников Франка–Рида и перехода дислокаций из неподвижного состояния в подвижное вплоть до возобновления условий деформации, которые реализовывались в образце до момента разгрузки;

– напряжением Войса σ_{III} , определяемым как точка пересечения прямой начальной стадии упрочнения с осью напряжений. Формально эта точка соответствует напряжению Войса в трактовке теории Кокса [2].

Результаты экспериментов и их обсуждение

Значения параметров упрочнения приведены в табл. 1. На рис. 3 представлена зависимость параметра θ от степени предварительной деформации для образцов, сжатых в трех взаимно перпендикулярных направлениях.

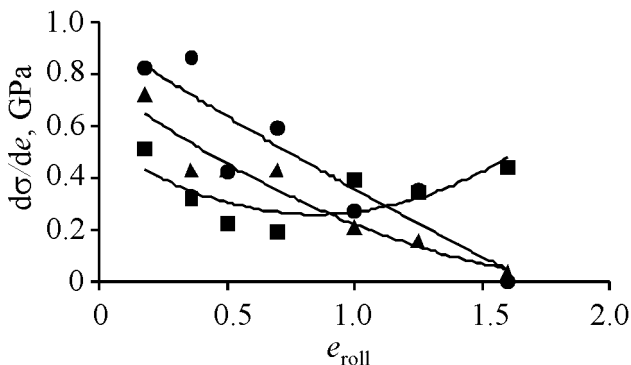


Рис. 3. Зависимость скорости упрочнения от степени предварительной деформации для образцов, сжатых в направлениях Z (●), Y (■), X (▲)

Таблица 1

Параметры упрочнения деформированных образцов титана

Направление	e_{roll}	0.18	0.36	0.5	0.7	1.0	1.25	1.7
X	σ_{02} , МПа	418	565	570	640	615	607	705
	σ_{10} , МПа	575	750	690	745	745	635	705
	θ , МПа	827	867	430	595	274	354	0
	K_{III}	60	13	72	35	79	169	195
	σ_V^0 , МПа	537	776	642	720	721	707	752
Y	σ_{02} , МПа	395	647	630	620	655	705	700
	σ_{10} , МПа	540	660	675	705	798	815	800
	θ , МПа	514	340	224	194	398	351	440
	K_{III}	54	347	89	46	30	47	37
	σ_V^0 , МПа	519	649	683	686	780	793	805
Z	σ_{02} , МПа	470	595	610	573	730	760	860
	σ_{10} , МПа	605	735	810	677	970	930	980
	θ , МПа	722	428	428	427	208	156	36
	K_{III}	11	9	16	66	83	37	80
	σ_V^0 , МПа	603	790	805	836	959	909	987

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 $e = 1.7$. При испытаниях в направлении Y параметры упрочнения сначала падают от 800 до 200 МПа, однако при деформациях больше $e = 0.8$ повышаются до 350–400 МПа.

Полученные результаты несколько противоречат классической теории деформационного упрочнения [2], согласно которой падение скорости упрочнения происходит лишь при средних степенях деформации, т.е. при $e = 0.2-0.8$, когда формируются слаборазориентированные ячейки. При больших степенях деформации (при образовании нанозерен) согласно деформационной теории скорость упрочнения должна сохраняться постоянной. Наблюдаемое в нашем эксперименте падение скорости упрочнения при больших степенях деформации связано, по-видимому, с явлением кристаллографической анизотропии именно в направлениях X и Z.

Указанные особенности упрочнения сильнодеформированных материалов наблюдаются и при их испытаниях на растяжение на стадии шейкообразования. Номинальные кривые упрочнения при растяжении исследованных титановых сплавов представлены на рис. 4. Из графиков видно, что все образцы имеют достаточно малую область равномерной деформации, поскольку в них довольно быстро достигается условие Консидера, соответствующее условию образования шейки: $d\sigma/d\varepsilon = \sigma$. Дальнейшее образование шейки должно идти тем быстрее, чем меньше скорость упрочнения деформированного материала. Учитывая, что испытания проводили в направлении X,

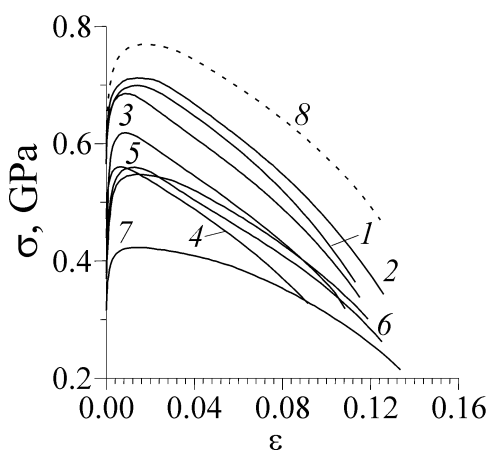


Рис. 4. Номинальные кривые упрочнения деформированного титана, испытанного на растяжение: 1 – $\epsilon_{\text{roll}} = 1.6$, 2 – 1.25, 3 – 1.0, 4 – 0.8, 5 – 0.5, 6 – 0.35, 7 – 0.8, 8 – после РКУП

которого расположена вдоль оси Y . Следовательно, шейкообразование образца происходит в основном за счет его сжатия в направлении Y . Напомним, что скорость упрочнения при сжатии в этом направлении увеличивается при переходе к большим деформациям (см. рис. 3), что и приводит к замедлению процесса шейкообразования.

Таким образом, при анализе процессов упрочнения сильнодеформированных материалов следует учитывать направление (знак) деформирования соответствующей оси образца.

Представляло интерес проанализировать законы деформационного упрочнения в образцах, продеформированных по схеме, позволяющей варьировать направление деформации. Таким методом деформации является равноканальное угловое прессование (РКУП). При такой схеме деформирования плоскость максимального сдвига может изменяться после каждого прохода. Деформирование проводили по методике, разработанной в Физико-техническом институте НАН Беларуси [3,4]. Образцы имели прямоугольную форму ($14 \times 14 \times 150$ mm), которая сохранялась на протяжении всего испытания. Эксперименты выполняли на том же малолегированном титане. Направление РКУП меняли после каждого прохода. Образец был продеформирован за 4 прохода при температуре 375°C . Истинная деформация за каждый проход $e \sim 1$, таким образом, суммарная деформация образцов $e \sim 4$.

Образцы были испытаны на сжатие в трех плоскостях, привязанных к плоскостям прямоугольного образца после РКУП по аналогии с рис. 1, а также в плоскости, параллельной плоскости легкого сдвига при последнем прессовании (она расположена под углом 45° к плоскости основания образца и обозначена буквой T). Кроме того, были проведены испытания на растяжение образцов, вырезанных вдоль длинной оси заготовки.

следовало ожидать, что скорость локализации должна возрастать с увеличением степени деформации. Действительно, из рис. 4 видно, что скорость образования шейки (которая обратно пропорциональна общему удлинению образца до разрушения) существенно повышается при увеличении предварительной деформации от 0.2 до 0.8, однако при дальнейшем росте деформации скорость образования шейки существенно замедляется.

Этот, на первый взгляд, парадоксальный факт находит достаточно простое объяснение с учетом анизотропии шейкообразования в прокатанном титане. Шейка всех разрушенных образцов имеет форму эллипса, малая ось

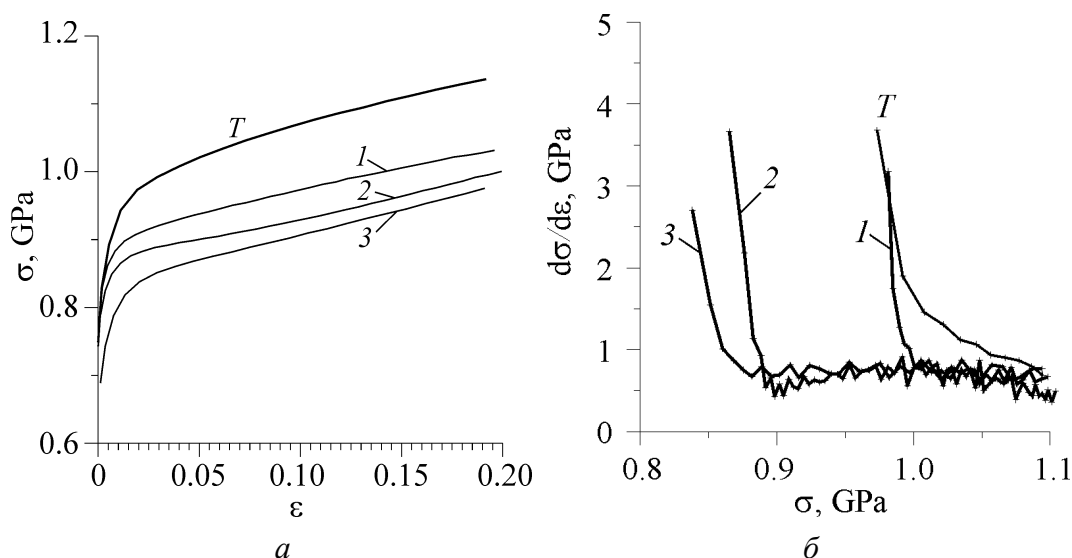


Рис. 5. Кривые упрочнения РКУП-титана, испытанного на сжатие: *a* – в разных плоскостях, *б* – в координатах $d\sigma/d\varepsilon$ – σ ; 1 – направление *Y*, 2 – *Z*, 3 – *X*

Результаты экспериментов на сжатие приведены на рис. 5. Кривые упрочнения для трех взаимно перпендикулярных направлений практически не отличаются, а для плоскости легкого сдвига значение упрочнения примерно на 100 МПа выше. По параметрам упрочнения РКУП-образец превосходит прокатанные образцы, хотя его температура деформирования примерно на 300°C выше. Обращает на себя внимание очень высокое значение скорости линейного упрочнения. Исходя из условий Консидера, такой образец при растяжении должен очень медленно формировать шейку. Все образцы демонстрируют очень высокий коэффициент линейного упрочнения $\theta = 700$ –800 МПа, который по абсолютному значению близок к пределу текучести материала.

Эксперименты на растяжение (см. рис. 4, кривая 8) показали, что в РКУП-образце шейка действительно формируется медленнее, чем в прокатанных образцах, однако, вопреки ожиданиям, значительно быстрее, чем в рекристаллизованных. По-видимому, эффект текстуры начинает проявляться сразу, как только схема испытаний меняется на одноосную.

Поскольку РКУП-образцы демонстрировали резерв деформационного упрочнения, представляло интерес дополнительно продеформировать их путем низкотемпературной прокатки. Брусек РКУП-титана высотой 14 mm разрезали на две пластины длиной 4.6 и 8.4 mm, которые затем при комнатной температуре прокатывали с шагом 0.2 mm за проход до толщины 3 mm. В дополнение к РКУП-деформации после прокатки для первого образца $e = 0.5$, для второго $e = 1$. По аналогии с предыдущими экспериментами прокатанные образцы были испытаны на сжатие в трех взаимно перпендикулярных направлениях.

Истинные кривые деформационного упрочнения представлены на рис. 6. Прежде всего обращают на себя внимание очень высокие значения предела

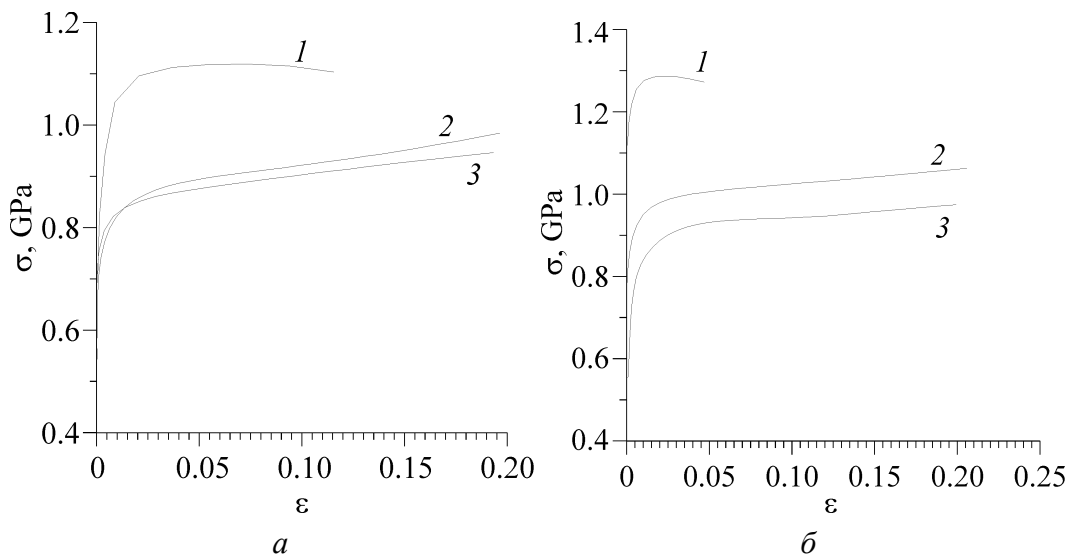


Рис. 6. Кривые деформационного упрочнения титана, продеформированного по схемам: *а* – РКУП + 33% прокатки, *б* – РКУП + 50% прокатки; *1* – направление *Z*, *2* – *X*, *3* – *Y*

текучести и деформирующего напряжения образцов, сжатых в направлении *Z*. У первого образца предел текучести достигал 1.0 GPa, у второго – 1.2 GPa, а максимальное деформирующее напряжение второго образца составляло 1.3 GPa. Эти значения близки к рекордным для деформированного титана технической чистоты. В направлениях *X* и *Y* указанные значения заметно ниже, однако тоже находятся на уровне 1.0 GPa.

Анализ кривых упрочнения для образцов, испытанных в направлении *Z*, был 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 проведен в соответствии с методикой, представленной на рис. 2,б. Данные об этих параметрах приведены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты расчетов параметров упрочнения деформированных образцов РКУП-титана, подвергнутого дополнительной прокатке

Направление сжатия	$\epsilon_{\text{roll}} = 0.5$			$\epsilon_{\text{roll}} = 1$		
	<i>X</i>	<i>Y</i>	<i>Z</i>	<i>X</i>	<i>Y</i>	<i>Z</i>
σ_{02} , МПа	742	769	998	665	865	1200
σ_{10} , МПа	910	890	1065	930	1015	1298
θ , МПа	530	500	–	195	400	–
K_{III}	67	75	–	69	83	–
σ_V^0 , МПа	900	872	–	940	1008	–

Обращает на себя внимание, 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. Напомним, что мы связывали этот эффект с возникновением кристаллографической текстуры после прокатки. По-видимому, после прокатки РКУП-образцов проявляется кристаллографическая текстура, что приводит к насыщению упрочнения, однако при более высоких (примерно на 300 МПа) значениях по сравнению с традиционной прокаткой.

Этот же эффект, по-видимому, является причиной того, что в РКУП-образцах не проявляются затруднения шейкообразования в экспериментах на растяжение, несмотря на приближение параметра скорости упрочнения к значению напряжения течения, что соответствует выполнению условия Консидера. Вероятно, даже незначительное поперечное сужение образца при растяжении приводит к уменьшению скорости упрочнения за счет текстурных изменений и, как следствие, к локализации деформации в шейке.

Выводы

1. Предложена методика исследования законов упрочнения сильнодеформированных материалов методом одноосного сжатия. В качестве параметров предлагается использовать величины θ , K_{III} и σ_{III} .

2. Обнаружено существенное различие влияния степени деформации на параметр θ в прокатанном титане и в титане, продеформированном методом РКУП: в первом случае параметр θ резко снижается с увеличением деформации, во втором – сохраняет высокие значения до больших степеней и во всех направлениях.

3. Установлено, что при прокатке РКУП-титана существенно возрастают значения предела текучести, но снижается коэффициент линейного упрочнения.

1. Ю.Н. Подрезов, ФТВД **14**, № 4, 42 (2004).
2. U.F. Kocks, H. Mesking, Prog. Mater. Sci. **48**, 171 (2003).
3. В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов, Д.А. Павлик, В.Ф. Малишев, Процессы пластического структурообразования металлов, Наука и техника, Минск (1994).
4. V.I. Kopylov, Investigation and Application of Severe Plastic Deformation, Proc. of NATO ARW, Moscow, Russia (1999), T.C. Lowe, R.Z. Valiev (eds.), KAP, Netherland (1999), p. 23–29.

E.M. Borisovskaya, D.G. Verbilo, V.A. Pisarenko, Yu.N. Podrezov, V.A. Nazarenko, Ya.I. Evich, V.I. Kopylov

PECULIARITIES OF STRUCTURE FORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF DEFORMED TITANIUM

A method of processing of strength–strain curves plotted for compression of deformed materials is proposed. Three parameters of strengthening characterize strength–strain curves: θ – linear velocity of strengthening, K_{III} – coefficient determined as inclination of $d\sigma/de-\sigma$ curves at primary stage, σ_{III} – Voce strength determined as point of intersection of strength–strain curves with stress axis.

Fig. 1. Scheme of cutting a sample ($3 \times 3 \times 3$ mm) from rolled sheet

Fig. 2. Real curves for titanium hardening: a – starting (—) and preliminary deformed (----); $\bar{\sigma}$ – deformed to $e = 1.25$ (recalculated on coordinates $d\sigma/de-\sigma$)

Fig. 3. Dependence of hardening rate on degree of preliminary deformation for samples compressed in directions Z (•), Y (■), X (▲)

Fig. 4. Nominal hardening curves for deformed titanium after tensile tests: $1 - e_{roll} = 1.6$, $2 - 1.25$, $3 - 1.0$, $4 - 0.8$, $5 - 0.5$, $6 - 0.35$, $7 - 0.8$, after ECAP

Fig. 5. Hardening curves for ECAP-titanium tested by compression: a – in different planes, $\bar{\sigma}$ – in the $d\sigma/de-\sigma$ coordinates; $1 -$ direction Y , $2 - Z$, $3 - X$

Fig. 6. Strain hardening curves for titanium deformed by the schemes: $a -$ ECAP + 33% rolling, $\bar{\sigma} -$ ECAP + 50% rolling; $1 -$ direction Z , $2 - X$, $3 - Y$