

**Анализ влияния повторной деформации
на механическое поведение образцов титана,
продеформированных методом винтовой экструзии**

Ю. Н. Подрезов, В. И. Даниленко

Проведено сопоставление механических свойств деформированного титана технической чистоты, полученного по разным технологическим схемам деформирования. Показано, что титан, полученный методами интенсивной пластической деформации, имеет значительно более высокий коэффициент линейного упрочнения. Температурная зависимость этого параметра практически совпадает с температурной зависимостью предела текучести.

Методы деформационного упрочнения материалов издавна признаны одними из наиболее эффективных приемов повышения механических свойств. Деформированный титан привлекает особое внимание исследователей, поскольку в литом или рекристаллизованном состоянии имеет относительно низкий предел текучести. Перевод титана в деформированное состояние позволяет решить вопрос повышения предела текучести, однако создает новые проблемы, связанные с высокой склонностью к локализации деформации и, как следствие, к низкому сопротивлению усталости и большой анизотропии структуры и свойств. Поэтому до настоящего времени продолжают поиски новых методов пластической деформации титана.

Учитывая, что деформированные материалы демонстрируют очень короткий участок равномерной деформации при одноосном растяжении, нами разработаны специальные методы испытания деформированных материалов на одноосное сжатие [1]. Эти методики позволяют на достаточно большом участке кривой истинное напряжение—истинная деформация анализировать параметры упрочнения.

На рис. 1 представлена схема определения коэффициента линейного упрочнения при сжатии. Предполагается, что первичная кривая упрочнения материала (сплошная линия) и кривая упрочнения образца, предварительно продеформированного до деформации e_1 (пунктирная линия), совпадают. Если в исходном образце в процессе деформации проходят все стадии эволюции структуры и достигается фиксированное значение течения σ_1 при деформации e_1 (рис. 1, а), то после разгрузки и повторного нагружения деформирующее напряжение σ_1 достигается значительно быстрее, поскольку незначительная степень деформации нужна для реновации работы источников Франка-Рида. Участок диаграммы σ_1 — σ_2 , характеризующий кривую упрочнения предварительно продеформированного материала в интервале деформаций $\Delta e = e_2 - e_1$, может быть аппроксимирован прямой линией, наклон которой соответствует скорости упрочнения материала при деформации e_1 .

Коэффициент деформационного упрочнения сильнодеформированного материала определяется или из результатов испытания на растяжение по

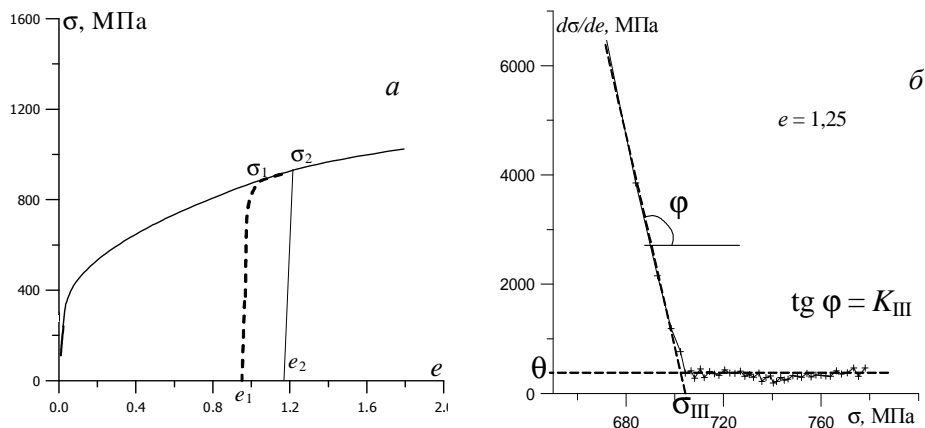


Рис. 1. Схема определения коэффициента линейного упрочнения при сжатии: *a* — истинные кривые упрочнения исходного и предварительно деформированного материала; *б* — кривая упрочнения деформированного титана ($e = 1,25$), пересчитанная в координатах $d\sigma/de$ — σ .

значению модуля пластичности [1] или по результатам испытаний на одноосное сжатие. Перестройка истинной диаграммы нагружения деформированного материала в координаты $d\sigma/de$ — σ дает информацию об изменении скорости упрочнения образца при его нагружении. На рис. 1, *б* приведена пересчитанная в этих координатах кривая упрочнения титана, предварительно продеформированного прокаткой до $e = 1,25$. На кривой выявляются два наиболее выраженных участка: первый — участок резкого замедления скорости упрочнения, соответствующий условиям реновации источников Франка-Рида, второй — с постоянным значением $d\sigma/de$, соответствующий линейному упрочнению сильнодеформированного материала. По аналогии с классической теорией упрочнения недеформированных материалов [2] нами предлагается характеризовать процесс упрочнения предварительно деформированного материала тремя параметрами: θ , K_{III} и σ_v .

$\theta = d\sigma/de$ — модуль пластичности, который характеризует скорость линейного упрочнения деформированного материала. K_{III} — угол наклона на кривой $d\sigma/de$ — σ на начальном участке упрочнения. С физической точки зрения параметр K_{III} характеризует способность деформированного материала реанимировать условия после процесса разгрузки. σ_{III} — точка пересечения прямой начальной стадии упрочнения с осью напряжений. Формально эта точка соответствует напряжению Войса в трактовке теории Кокса [2].

Механические свойства сплава ВТ-1-0 после прокатки

В данной работе эту методику использовали для сопоставления закономерностей упрочнения титана ВТ-1-0, продеформированного по разным схемам до больших

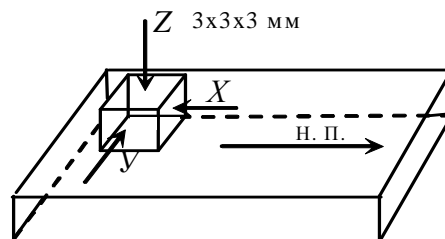


Рис. 2. Схема расположения образца при сжатии в прокатанном листе.

деформаций. Исследованы параметры упрочнения титана, продеформированного прокаткой до $e = 0,2—1,7$ и испытанного на сжатие в трех взаимно перпендикулярных направлениях по отношению к направлению прокатки. На рис. 2 эти направления обозначены X , Y и Z .

Заготовки разных начальных размеров прокатывали при комнатной температуре на лист толщиной 3 мм. Для испытаний на сжатие образцы изготавливали в форме кубиков размером 3x3x3 мм, что позволяло проводить исследования в трех взаимно перпендикулярных направлениях без дополнительного учета формы образца. По результатам испытаний рассчитывали истинные кривые деформационного упрочнения, характерный вид которых для титана приведен на рис. 3 для направления Z . Кривые пересчитывали в координатах $d\sigma/de—\sigma$. Параметры упрочнения определяли по методике, описанной ранее (рис. 1, б).

Параметры упрочнения образцов титана, продеформированного прокаткой до разных степеней деформации и испытанных на сжатие в разных направлениях, представлены в табл. 1, в которой приведены и значения предела текучести σ_{02} и деформирующего напряжения σ_{10} при деформации 10%. На рис. 4 представлена зависимость коэффициента линейного упрочнения θ от степени предварительной деформации $e_{пр}$ для образцов, сжатых в трех взаимно перпендикулярных направлениях.

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 $e = 1,6$. При испытаниях в направлении Y параметры упрочнения сначала снижаются с 800 до 200 МПа, однако при деформациях $e > 0,8$ повышаются до 350—400 МПа.

Полученные результаты несколько противоречат классической теории деформационного упрочнения [2], согласно которой снижение скорости упрочнения происходит лишь при средних степенях деформации, то есть при $e = 0,2—0,8$, когда формируются слаборазориентированные ячейки. При больших степенях деформации, когда формируются нанозерна,

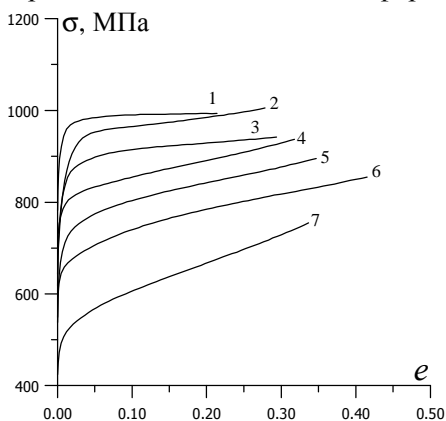


Рис. 3. Истинные кривые деформационного упрочнения образцов титана, продеформированного прокаткой до разных степеней деформации $e_{пр}$ и испытанных на сжатие в направлении Z . $e_{пр} = 1,6$ (1); 1,25 (2); 1,0 (3); 0,8 (4); 0,5 (5); 0,35 (6); 0,18 (7).

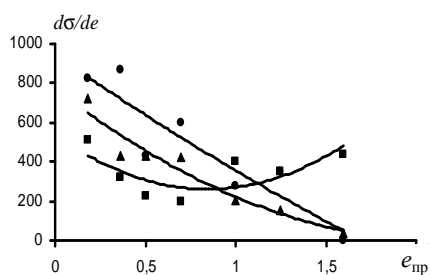


Рис. 4. Зависимость скорости упрочнения от степени предварительной деформации для образцов, сжатых в направлениях Z (●), X (▲), Y (■).

Т а б л и ц а 1. Параметры упрочнения деформированных образцов титана

e_{np}	σ_{02} , МПа	σ_{10} , МПа	θ , МПа	$K_{ш}$	σ_v^0 , МПа
Направление X					
0,18	418	575	827	60	537
0,36	565	750	867	13	776
0,5	570	690	430	72	642
0,7	640	745	595	35	720
1,0	615	745	274	79	721
1,25	607	635	354	169	707
1,6	705	705	0	195	752
Направление Y					
0,18	395	540	514	54	519
0,36	647	660	340	347	649
0,5	630	675	224	89	683
0,7	620	705	194	46	686
1,0	655	798	398	30	780
1,25	705	815	351	47	793
1,6	700	800	440	37	805
Направление Z					
0,18	470	605	722	11	603
0,36	595	735	428	9	790
0,5	610	810	428	16	805
0,7	573	677	427	66	836
1,0	730	970	208	83	959
1,25	760	930	156	37	009
1,6	860	980	36	80	987

согласно деформационной теории, скорость упрочнения должна сохраняться постоянной. Наблюдаемое в нашем эксперименте уменьшение скорости упрочнения при больших степенях предварительной деформации обусловлено, по-видимому, проявлением кристаллографической анизотропии, которая у прокатанных образцов выражена наиболее сильно именно в направлениях X и Z (рис. 4).

Указанные особенности упрочнения сильнодеформированных материалов проявляются и при их испытаниях на растяжение на стадии шейкообразования. Номинальные кривые упрочнения при растяжении исследованных титановых сплавов представлены на рис. 5. Из графиков видно, что все образцы имеют достаточно малую область равномерной деформации, поскольку в них достаточно быстро достигается условие Консидера, соответствующее моменту образования шейки: $d\sigma/d\varepsilon = \sigma$. Дальнейшее развитие шейки должно идти тем быстрее, чем меньше скорость упрочнения деформированного материала. Учитывая, что испытания на растяжение проводились в направлении X, следовало ожидать возрастания скорости локализации с увеличением деформации.

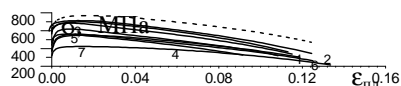


Рис. 5. Номинальные кривые упрочнения деформированного титана, испытанного на растяжение. $e_{пр} = 1,6$ (1); 1,25 (2); 1,0 (3); 0,8 (4); 0,5 (5); 0,35 (6); 0,18 (7); 8 — РКУП.

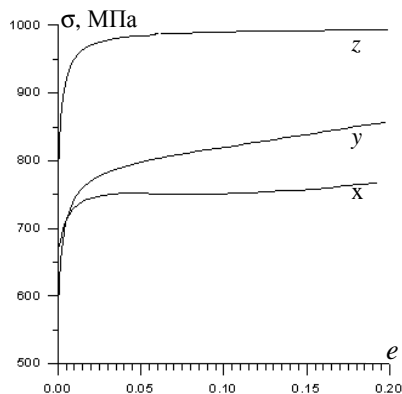


Рис. 6. Кривые упрочнения сплава ВТ-1-0 после предварительной деформации прокаткой до $e_{пр} = 1,6$.

Действительно, на рис. 5 видно, что скорость образования шейки существенно повышается при увеличении предварительной деформации от 0,2 до 0,8. Однако при дальнейшем увеличении деформации скорость образования шейки значительно замедляется и, как следствие, полное удлинение сильнодеформированных образцов (кривые 1—3 на рис. 5) оказывается несколько больше, чем у менее деформированных (кривые 4—6 на рис. 5), что объясняется особенностями шейкообразования прокатанных образцов. Из-за анизотропии шейкообразования такой образец в месте разрыва имеет форму эллипса, а максимальное сужение происходит в направлении оси Y . То есть именно в том направлении, в котором коэффициент упрочнения не уменьшается при больших деформациях (кривая Y на рис. 4).

Особенно сильно анизотропия упрочнения в прокатанных образцах проявляется при больших степенях деформации. Это следует из сравнения кривых упрочнения при сжатии сильнодеформированных прокаткой образцов ($e_{пр} = 1,6$) в трех взаимно перпендикулярных направлениях (рис. 6). В направлении приложения усилия прокатки (направление Z) образец демонстрирует деформирующее напряжение примерно на 30% больше, чем в других направлениях.

Проведенные эксперименты показали, что титановые образцы, продеформированные прокаткой, в полной мере проявляют недостатки механического поведения деформированных металлов, обусловленные высокой склонностью к локализации деформации и, как следствие, низким сопротивлением усталости, а также большой анизотропией структуры и свойств. Для устранения этих недостатков разработаны новые схемы интенсивной пластической деформации [3—5].

Механические свойства сплава ВТ-1-0 после РКУ-прессования

В начале 70-х годов в Физико-техническом институте НАН Беларуси разработан процесс равноканального углового прессования (РКУП) [3]. В основе этого метода лежит концепция реализации явления простого сдвига материала, что позволяет модифицировать структуру и изменять свойства практически без изменения линейных размеров образца. Метод

РКУП предназначен для создания однородной пластической деформации в разных системах материалов без существенного изменения поперечного пересечения и формы деформированных образцов.

Представляло интерес проанализировать законы деформационного упрочнения в образцах, продеформированных по схеме, позволяющей варьировать направление деформации. Таким методом деформации является РКУ-прессование. При такой схеме деформирования плоскость максимального сдвига может изменяться после каждого прохода. Деформирование проводилось по методике, описанной в работах [3, 4]. Образцы имели прямоугольную форму (14x14x150 мм), которая сохранялась на протяжении всего испытания. Эксперименты выполнялись на том же малолегированном титане. Направление РКУ-прессования менялось после каждого прохода. Образец был продеформирован за 4 прохода при температуре 375 °С. Истинная деформация за каждый проход составляла $e \sim 1$. Таким образом, суммарная деформация образцов составила $e \sim 4$.

Образцы испытывали на сжатие в трех плоскостях, расположенных параллельно плоскостям прямоугольного образца после равноканально-углового прессования (далее РКУП-образец) (см. рис. 2), а также в плоскости, параллельной плоскости легкого сдвига при последнем прессовании (она расположена под углом 45° к основанию образца и обозначена T). Кроме того, проведены испытания на растяжение образцов, вырезанных вдоль длинной оси заготовки. Результаты экспериментов на сжатие приведены на рис. 7, *а, б*.

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, хотя его температура деформирования примерно на 300 °С выше. Обращает на себя внимание очень высокая скорость линейного упрочнения. Согласно условиям Консидера, такой образец при растяжении должен очень медленно формировать шейку. Все образцы демонстрируют очень высокий коэффициент линейного упрочнения $\theta = 700\text{—}800$ МПа, который по абсолютному значению близок к пределу текучести материала.

Эксперименты на растяжение (см. рис. 5, кривая 8) показали, что в РКУП-образце шейка действительно формируется медленнее, чем в про-

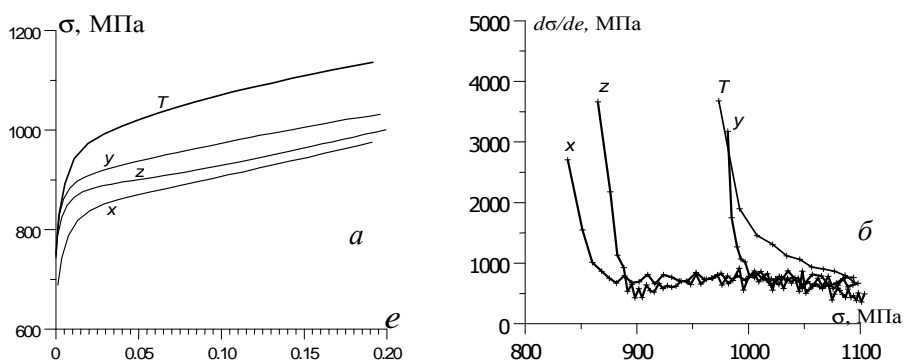


Рис. 7. Кривые упрочнения РКУП-титана, полученного РКУ-прессованием и испытанного на сжатие в координатах σ — $e_{пл}$ (*а*) и $d\sigma/de$ — σ (*б*).

катанных 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 демонстрируют резерв деформационного упрочнения, представляло интерес дополнительно продеформировать их низкотемпературной прокаткой. Брусок РКУП-титана высотой 13 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 деформация после прокатки для первого образца составила $e = 0,5$, для второго — 1. По аналогии с первыми экспериментами прокатанные образцы испытаны на сжатие в трех взаимно перпендикулярных направлениях.

Истинные кривые деформационного упрочнения представлены на рис. 8, *а, б*. 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 составило 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, 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. 1, *б*. Данные об этих параметрах приведены в табл. 2.

Следует отметить, 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 этот эффект объяснялся нами возник-

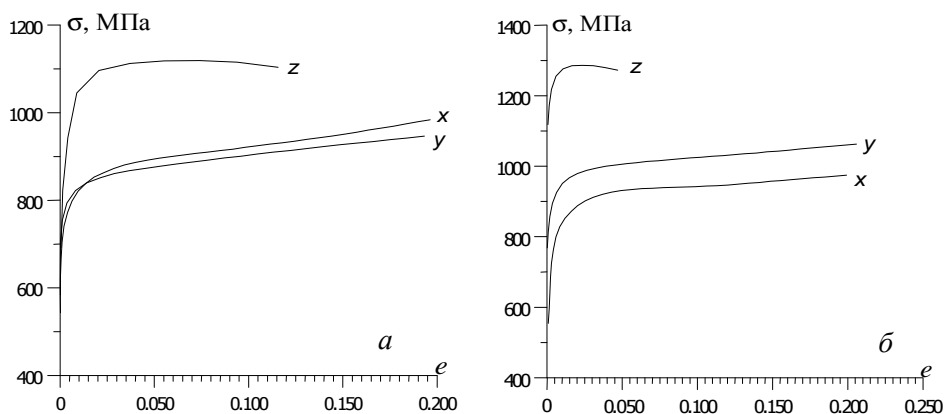


Рис. 8. Кривые деформационного упрочнения титана, продеформированного по схемам: РКУП + 33 (*а*) и 50% прокатки (*б*).

Т а б л и ц а 2. Результаты расчетов параметров упрочнения деформированных образцов РКУП-титана, подвергнутого дополнительной прокатке

$e_{пр}$	Направление сжатия	σ_{02} , МПа	σ_{10} , МПа	θ , МПа	$K_{ш}$	σ_v^0 , МПа
0,5	X	742	910	530	67	900
	Y	769	890	500	75	872
	Z	998	1065	—	—	—
1	X	665	930	195	69	940
	Y	865	1015	400	83	1008
	Z	1200	1298	—	—	—

новением кристаллографической текстуры после прокатки. По-видимому, после прокатки РКУП-образцов проявляется кристаллографическая текстура, что приводит к снижению θ , однако это происходит при более высоких значениях напряжения течения по сравнению с традиционной прокаткой (примерно на 300 МПа).

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

Проведенные нами механические испытания деформированного титана, полученного по стандартным деформационным технологиям методами РКУ-прессования [3, 4], показали, что материалы, продеформированные интенсивной деформацией, имеют ряд интересных особенностей: они демонстрируют очень высокий коэффициент деформационного упрочнения, а также способность дополнительного повышения механических свойств при следующей деформации прокаткой.

Механические свойства сплава ВТ-1-0 после винтовой экструзии

Методология интенсивной пластической деформации (ИПД) была разработана украинскими учеными (Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины), которые разработали новую технологию получения объемных наноматериалов деформационного происхождения с помощью винтовой экструзии [5] (рис. 9). Метод ИПД также позволяет получать большие деформации образцов, практически не изменяя их исходные размеры.

Брусок титанового сплава ВТ-1-0 размером 30x50x90 мм деформировали методом винтовой экструзии по схеме: 4 прохода при 400 °С + 1 проход при 20 °С. После экструзии из деформированного материала изготовлены образцы для одноосного растяжения и одноосного сжатия.

На этих образцах исследована температурная зависимость стандартных механических характеристик и параметров упрочнения в диапазоне 20—500 °С. Образцы на сжатие испытаны в трех взаимно перпендикулярных направлениях: высокая грань — в направлении Y, более широкая —

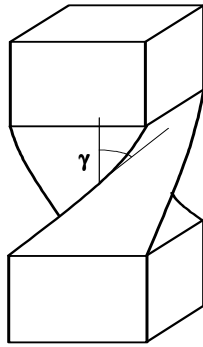


Рис. 9. Общая схема винтовой экструзии.

в направлении X , самая узкая — в направлении Z . Кривые упрочнения для сжатия при комнатной температуре приведены на рис. 10, *a*. Абсолютные значения предела текучести σ_{02} вдоль оси X составили 630 МПа, по оси Y — 520 МПа и по оси Z — 600 МПа. Угол наклона на линейной стадии упрочнения очень высокий, поэтому коэффициент линейного упрочнения во всех случаях находится в пределах 700—850 МПа. На рис. 10, *б* эти данные перестроены в координатах $d\sigma/de$ — σ . Результаты свидетельствуют о наличии стадии линейного упрочнения, которая, по нашему мнению, отвечает структуре с высокоугловыми границами.

Поскольку после винтовой экструзии образец имеет значительно бóльшие линейные размеры, чем после РКУ-прессования, появилась возможность исследовать температурную зависимость параметров упрочнения при испытаниях на растяжение и сжатие. Данные о температурных зависимостях предела текучести и коэффициента линейного упрочнения при сжатии приведены в табл. 3. Из результатов следует, что коэффициент линейного упрочнения в образцах, полученных интенсивной пластической деформацией, выше предела текучести не только при комнатной температуре (как было показано ранее на РКУП-образцах), но и во всем исследованном диапазоне температур.

Анализ абсолютных значений параметров упрочнения показал, что образцы титана, продеформированного винтовой экструзией, демонстрируют очень высокий коэффициент линейного упрочнения, даже несколько выше, чем при РКУ-прессовании. Отметим, что в этом случае условие Консидера не выполняется и образец локализоваться не должен. Однако, как и в случае РКУ-прессования, испытания на растяжение показали, что исследованные образцы локализируются достаточно быстро. Полная деформация растянутого образца составляет 9%, а равномерная — 2,5%. Наблюдается слабая скоростная чувствительность предела

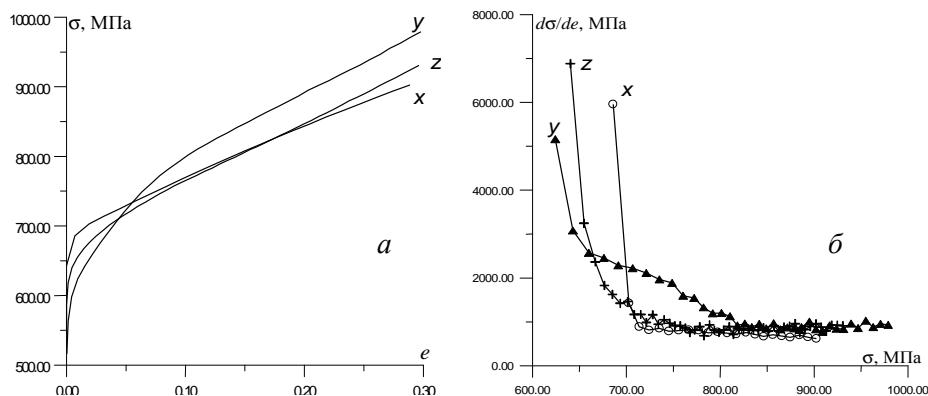


Рис. 10. Кривые упрочнения титана, продеформированного винтовой экструзией и испытанного на сжатие в разных плоскостях: *a* — первичные кривые; *б* — пересчитанные в координатах $d\sigma/de$ — σ .

Т а б л и ц а 3. Влияние температуры на параметры упрочнения титана, деформированного винтовой экструзией, при сжатии и растяжении

Температура, °С	Сжатие		Растяжение	
	σ_{02} , МПа	θ , МПа	σ_{02} , МПа	θ , МПа
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

текучести. При скорости деформации 10^{-3} предел текучести σ_{02} составляет ~660 МПа, при скорости деформации 10^{-4} — 610 МПа.

При исследовании температурной зависимости в интервале 20—500 °С проводили испытания образцов, растянутых вдоль оси Y , и испытания на сжатие вдоль оси X . Для сравнения закономерностей упрочнения важно выбрать одинаковое направление формоизменения образцов: в обоих случаях уменьшение размера происходило вдоль направления X . Представляло интерес проанализировать и сопоставить значения предела текучести при растяжении и сжатии с параметрами линейного упрочнения материала при этих же температурах. Параметр линейного упрочнения при растяжении определяли по методике расчета модуля пластичности, описанной нами в работе [1]. Результаты исследований приведены в табл. 3.

Температурные зависимости предела текучести и коэффициента линейного упрочнения при растяжении представлены на рис. 11. Из рис. 11 видно, что при всех температурах значения напряжения течения и коэффициенты линейного упрочнения соизмеримы. Падение предела текучести с температурой указывает на термоактивационную природу движения дислокаций. Практическое совпадение значений предела текучести и коэффициента линейного упрочнения θ при всех температурах свидетельствует об атермическом характере коллективных процессов взаимодействия между дислокациями, которые отвечают за процесс структурообразования в сильнодеформированных материалах.

Следует отметить, что полученные результаты отличаются от аналогичных результатов для титана, продеформированного прокаткой (рис. 12). В случае прокатки коэффициент линейного упрочнения в низкотемпературном интервале 20—300 °С ниже предела текучести (поэтому имеет место быстрая локализация), а температурная зависимость параметра θ выше 400 °С пересекает температурную зависимость предела текучести и, как следствие, при этой температуре появляется значительная равномерная деформация. Нарушение подобия хода кривых предела текучести и коэффициента линейного упрочнения может свидетельствовать об изменении механизма структурообразования при повышении температуры в прокатанных образцах.

В случае винтовой экструзии нарушения подобия хода кривых не наблюдается даже при температуре 500 °С, хотя общая деформация с ростом температуры несколько увеличивается (от 9% при комнатной

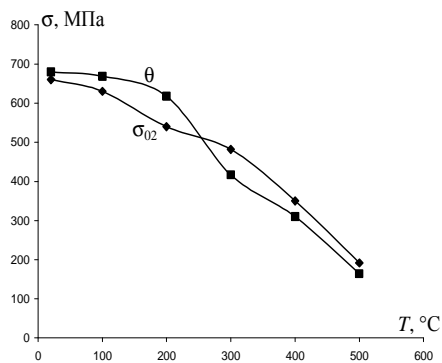


Рис. 11. Температурная зависимость параметров упрочнения титана, продеформированного винтовой экструзией (одноосное растяжение).

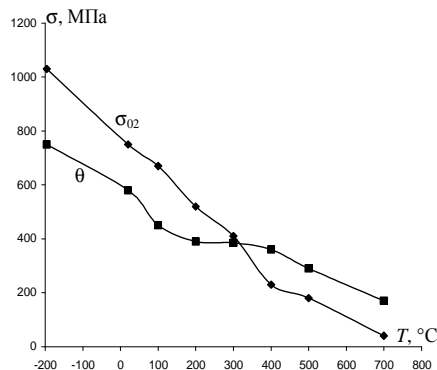


Рис. 12. Зависимость предела текучести и модуля пластичности от температуры испытаний сильнодеформированного титана ($e = 1,6$).

до 20% при 500 °C). Из этого сопоставления следует, что при интенсивной деформации возникает структура, более стабильная к структурным перестройкам при повторном нагружении.

Отметим, что, несмотря на невыполнение условия Консидера, у образцов, подвергнутых винтовой экструзии, процесс шейкообразования происходит достаточно быстро при всех температурах испытаний. Равномерная деформация во всех случаях не превышает 4%, а суммарная — не больше 10%. Это несоответствие может быть вызвано тем, что во время растяжения разрушаются перенапряженные границы раздела, а образовавшиеся трещины становятся источниками порообразования. Рост пористости, как известно [6], приводит к резкому снижению равномерной деформации материала. Косвенным подтверждением этого являются результаты фрактографического анализа (рис. 13).

На рис. 13 видно, что образцы, полученные винтовой экструзией, разрушаются с формированием ямочного излома с крупными порами. Более того, при большом увеличении наблюдаются фрагменты хрупкого разрушения, что совсем не характерно для пластичных титановых сплавов (рис. 14).

Таким образом, титан, продеформированный методами интенсивной деформации, имеет более высокий коэффициент линейного упрочнения на стадии формирования деформационной наноструктуры и, как следствие, менее склонен к локализации. Поэтому при усталостных нагрузках эти

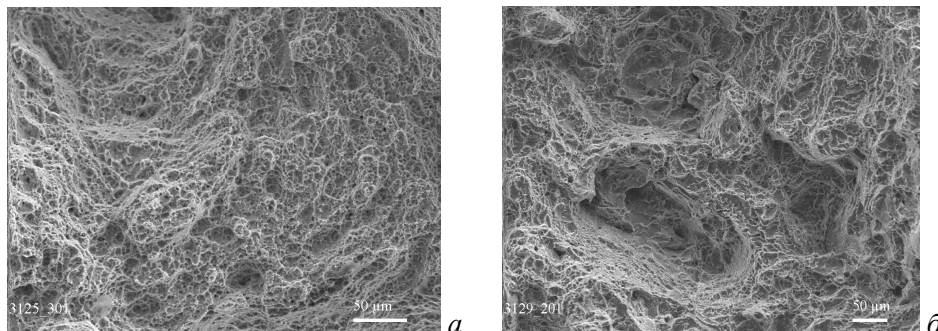


Рис. 13. Поверхность разрушения титана, деформированного прокаткой (а) и винтовой экструзией (б).

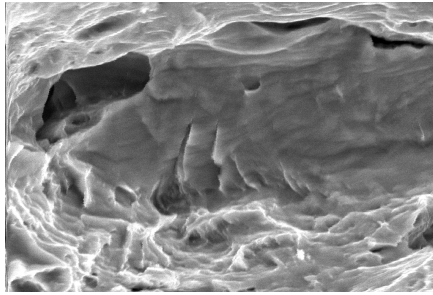


Рис. 14. Наличие элементов хрупкого излома на поверхности разрушения титана, продеформированного винтовой экструзией.

материалы имеют преимущества перед материалами, продеформированными по обычным схемам.

Выводы

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

Титан технической чистоты, продеформированный методами интенсивной пластической деформации, при испытаниях на одноосное растяжение и одноосное сжатие демонстрирует значительно более высокие прочностные характеристики и коэффициенты линейного упрочнения, чем продеформированный до больших степеней деформации по традиционным схемам (прокатка).

Обнаружено существенное различие влияния степени деформации на параметр θ прокатанного титана и титана, продеформированного методом РКУ-прессования: в первом случае параметр θ резко снижается с увеличением деформации, во втором — сохраняет высокие значения до больших степеней и во всех направлениях.

При прокатке РКУП-титана существенно возрастает предел текучести, но снижается коэффициент линейного упрочнения.

Исследование температурной зависимости коэффициентов линейного упрочнения титана, подвергнутого ИПД, показало, что при всех температурах значения напряжения течения и коэффициенты линейного упрочнения практически совпадают. Такое совпадение свидетельствует о едином характере термоактивационных процессов на начальных стадиях деформации и на стадии формирования деформационной наноструктуры.

Совпадение температурных зависимостей предела текучести и коэффициента линейного упрочнения свидетельствует об атермическом характере коллективных процессов взаимодействия между дислокациями, которые отвечают за процесс структурообразования в сильнодеформированных материалах.

1. *Подрезов Ю. Н.* Структурная чувствительность механических свойств наноматериалов // Физика и техника высоких давлений. — 2004. — **14**, № 4. — С. 42—51.
2. *Kocks U. F., Mesking H.* // Progress in Materials Science. — 2003. — **48**. — P. 171—273.
3. *Сегал В. М., Резников В. И., Копылов В. И. и др.* Процессы пластического структурообразования металлов. — Минск: Наука и техника, 1994. — 232 с.
4. *Kopylov V. I.* Application ECAP technology for producing nano- and microcrystalline materials // Investigation and Application of Severe Plastic Deformation: Proc. of NATO ARW, Moscow, Russia, 1999 / Ed. by Lowe T. C. and Valiev R. Z. — KAP: Netherland. — P. 23—29.
5. *Beygelzimmer Y., Varyukhin V., Orlov D.* On ultrafine grained materials: Properties and structure // Proc. of the Second Internat. Symp., Los Alamos Nat. Lab. Edition, 2002. — P. 234—238.
6. *Фирстов С. А., Демидик А. Н., Иванова И. И. и др.* Структура и прочность порошковых материалов. — К.: Наук. думка, 1993. — 175 с.