ПОЛУЧЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Владимир И. Данилов, Лев Б. Зуев, Галина В. Шляхова, Дина В. Орлова, Юрий П. Шаркеев

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН,

2/4 Академический проспект, Томск 634021, Россия. E-mail: dvi@ispms.tsc.ru

Abstract

Presented is the method for producing solid billets of commercially pure titanium having low-dimensional nanostructure (structural elements ≤ 100 nm). The method is based on multiple unidirectional pressing, with the direction of pressing being changed every other cycle, followed by cold rolling. The microstructure, mechanical characteristics and plastic deformation behavior of material produced by the above method was investigated. The results obtained are presented herein. The loading diagram of titanium alloy in nanostructure state shows a lengthy prefracture portion, which suggests that material undergoes practically no deformation hardening. The latter stage is also distinguished by the emergence of macroscopic nuclei of localized plastic flow, which differ in the level of accumulated deformation. The maximal-amplitude nucleus will remain stationary, pinpointing the place of future fracture. On the meso-scale level formation of meso-bands (folds) is observed, with the distribution and characteristic sizes of the meso-bands corresponding to the arrangement of localized plastic flow macro-nuclei. Characteristically, the local and global loss of plastic flow stability will occur simultaneously in titanium alloy in nanostructure state. On the base of experimental evidence certain modifications can be introduced into the pressing schedules employed by the production of materials in nanostructure state.

Key words: *titanium, nanostructure state, method of severe plastic deformation, deformation behavior, localized plastic flow, fracture*

1. ВВЕДЕНИЕ

Металлические материалы медицинского назначения занимают промежуточную нишу между функциональными и конструкционными. С одной стороны они, как конструкционные материалы, должны выдерживать сложные и долговременные механические нагрузки, а с другой – обладать специфическим свойством, биологической инертностью в агрессивных средах. Известно, что для человеческого организма вредны все химические элементы с атомной массой больше чем у железа (Вихров и др., 2006). Легкие металлы, которые широко используются в технике, например, магний или алюминий сильно взаимодействуют с органическими кислотами, а поэтому тоже не применимы. С этих позиций титан обладает уникальной совместимостью с тканями организма. Многолетние клинические испытания показали, что титан в имплантантах и протезах чрезвычайно хорошо переносится костными и мягкими тканями. Изменение структуры тканей, окружающих титановую конструкцию, не наблюдается на протяжении длительного времени (Medical applications of titanium…, 1996). Однако основными недостатками титана являются низкая устойчивость к износу, низкий модуль упругости и недостаточная усталостная прочность. В технике эти проблемы решены использованием сплавов на основе титана, но как указано выше, этот путь для медицинского материаловедения нежелателен. Проблема повышения прочностных свойств чистого титана

может быть решена за счет формирования по всему объему наноструктурного (субмикрокристаллического) состояния, что не оказывает отрицательного влияния на уровень его биосовместимости (Биосовместимость, 1999). В настоящее время для получения объемных нанокристаллических материалов реально можно использовать только методы интенсивной пластической деформации (ИПД) (Валиев и Александров, 2007; Шаркеев и др., 2004). В свете этих обстоятельств особенности деформационного поведения субмикрокристаллического (СМК) титана приобретает первостепенное значение, как в плане изготовления изделий из него, так и обеспечения необходимой конструктивной прочности при эксплуатации.

В работе представлены результаты исследования структуры на разных масштабных уровнях и закономерностей деформационного поведения СМК титана марки ВТ1-0, полученного методом многоступенчатого одноосного прессования со сменой оси деформации в сочетании с последующей дополнительной прокаткой.

2. ОБЪЕКТ ИССЛЕДОВАНИЙ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Предметом исследований в настоящей работе был технически чистый титан марки ВТ1-0, имеющего состав: O - 0,12; Fe - 0,18; C - 0,07; N - 0,04; H - 0,01 мас.% остальное – Ti. Субмикрокристаллическое состояние было сформировано горячим прессованием и последующей холодной прокаткой. На первом этапе горячекатаные заготовки титана в состоянии заводской поставки были подвергнуты многоступенчатому одноосному прессованию в закрытой форме в интервале скоростей $10^{-3}…10^{-2}$ $с^{-1}$ при последовательном ступенчатом понижении температуры от 1023 К до 623 К. Каждый цикл при заданной температуре включал трех или четырехкратное одноосное прессование со сменой оси деформации. На втором этапе прессованные заготовки размером 20×20×30 $мм^3$ прокатывались в гладких валках при комнатной температуре. Величина суммарной деформации при прокатке достигала 90%. Из полученных прокаткой полос были изготовлены плоские образцы для растяжения с размерами рабочей части 1×6×40 $мм^3$. Готовые образцы отжигались в среде аргона при температуре 523 К в течение одного часа. Микроструктуру полученного таким способом материала контролировали методом просвечивающей электронной микроскопии. Деформационное поведение СМК титана исследовалось в процессе одноосного статического растяжения при одновременной регистрации эволюции поля макродеформаций методом двухэкспозиционной спекл-фотографии с шагом 0,2% от величины общей деформации на протяжении всей диаграммы нагружения вплоть до разрушения (Данилов и др., 2006). Полученные данные сравнивались с результатами аналогичных испытаний образцов исходного горячекатаного титана. Для анализа формирующегося деформационного рельефа на мезоскопическом уровне использовалась атомно-силовая микроскопия (АСМ) (Эдельман, 1991).

3. МИКРОСТРУКТУРА И ОСОБЕННОСТИ КРИВОЙ УПРОЧНЕНИЯ СМК ТИТАНА

В исходном состоянии микроструктура титана ВТ1-0 характеризуется равноосными зернами, размер которых варьирует в пределах 10-15 мкм. Эволюция структуры титана на разных этапах получения СМК состояния, виды зеренно-субзеренных распределений и обоснование необходимой термической обработки представлены в (Raab at all., 2004; Грабовецкая и др., 2004; Шаркеев и др., 2007). Грабовецкая и др. сообщают, что более 70% межзеренных границ в таком материале являются большеугловыми, но точной оценки долей границ разных типов не приводят. Однако в настоящей работе в соответствие с поставленной целью эти вопросы не рассматриваются. Отметим только, что

использованные нами образцы титана имели стабильную, равноосную СМК структуру со средним размером элементов 100 нм. Такая структура обеспечивает высокие прочностные характеристики материала: $\sigma_{0.2}$ = 1010 МПа, σ_B = 1110 МПа при сохранении удовлетворительной пластичности $\delta \approx 6\%$. Она термоустойчива до 300^0С. Для сравнения, прочность исходного (в состоянии поставки) ВТ1-0 почти в три раза ниже ($\sigma_{0.2}$ = 270 МПа, σ_B = 400 МПа).

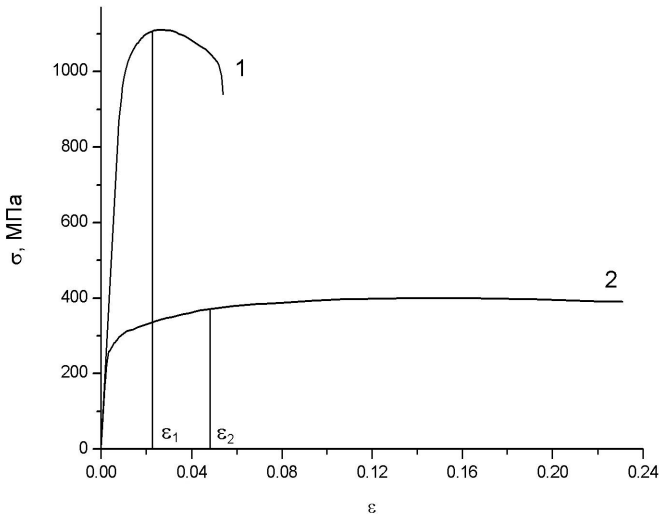


Рис. 1. Диаграммы нагружения СМК (1) и крупнокристаллического (2) титана. ε_1 и ε_2 – точки на диаграммах, в которых зарегистрировны распределения локальных удлинений ε_{xx}, показанные на рис. 2.

Наибольшие отличия механического поведения СМК титана от крупнозернистого титана зафиксированы в характере диаграмм деформации (рис. 1). Это проявляется не только в том, что кривая (2) проходит намного выше, чем кривая (1), и что относительное удлинение СМК образца после разрыва δ значительно меньше (0,23 и 0,061, соответственно). Важным также представляется, что в СМК материале после достижения максимального напряжения σ_B спад последнего происходит очень медленно, так что накапливается общая деформация, которая больше деформации на восходящей части кривой: ε_B = 0,025, а δ - ε_B = 0,036. Подобное поведение, по-видимому, вообще характерно для наноструктурных материалов. Во всяком случае, в СМК алюминии нами было зафиксировано накопление деформации на падающем участке деформационной кривой в два раза большее чем на восходящем (Данилов и др., 2006). Разным оказался еще и набор стадий диаграмм упрочнения для СМК и крупнозернистых образцов титана. Выделение стадий проводилось путем логарифмирования деформационных кривых, представленных координатах «s – e», где $s = \sigma(1+\varepsilon)$ – истинное напряжение, а $e = \ln(1+\varepsilon)$ истинная деформация (Трефилов и др., 1982). Использовалось известное уравнение Людвика-Холломона (Хилл, 1956) с дискретно меняющимся показателем деформационного упрочнения n для многостадийной кривой пластического течения

$$s = s_0 + Ke^n. \quad (1)$$

Здесь s_0 – критическое напряжение начала пластического течения, $K = ds/de$ – меняющийся коэффициент деформационного упрочнения. В этом случае стадиями деформационной диаграммы будут участки с постоянными значениями K и n, которые графически определяются в результате построения деформационной кривой «s – e» в двойных логарифмических координатах.

В результате таких процедур было установлено, что восходящая ветвь деформационной кривой СМК титана не содержит стадию линейного упрочнения и состоит из переходной стадии, стадии параболического упронения Тейлора с показателем параболичности n = ½ в интервале 0,009 < e < 0,024, а также короткого участка, где этот показатель n < ½. Данный участок совместно с участком медленного спада условных напряжений можно рассматривать как единую стадию предразрушения с положительным показателем параболичности n = 0,06 в интервале 0,025 < e < 0,040. То есть, в СМК материале на этом участке деформационной кривой продолжается макроскопически однородное удлинение. На деформационной кривой крупнозернистого ВТ1-0 выявлены: стадия линейного упрочнения с n = 1 в интервале 0,008 < e < 0,014; стадия Тейлора с n = 0,56 в интервале 0,019 < e < 0,041; стадия предразрушения с n = 0,4 в интервале 0,075 < e < 0,16. Здесь вся стадия предразрушения относится в отличие от СМК титана к восходящей ветви диаграммы.

4. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В работах (Zuev, 2007; Зуев и др., 2008; Zuev et all., 2009) было установлено правило соответствия картин локализации макродеформации стадиям кривой деформирования материала, согласно которому стадии линейного упрочнения соответствует фазовая автоволна очагов локализации, стадии параболического упрочнения Тейлора – стационарное пространственно-периодическое распределение таких очагов, а стадии предразрушения – их взаимосогласованное движение, приводящее к коллапсу. Этому правилу подчиняется характер эволюции распределений зон локализованной макродеформации как в крупнозернистом, так и в СМК титане. На восходящих участках деформационных кривых в обоих материалах наблюдаются пространственно-периодические распределения локальных удлинений ε_{xx} (рис. 2). Однако в крупнозернистом титане присутствует стадия линейного упрочнения, поэтому вначале очаги локализации движутся с постоянной скоростью и образуют стационарную систему только на стадии Тейлора. В СМК титане стационарное распределение очагов образуется фактически сразу после перехода от упругости к пластичности при e > 0,1. Обращает на себя внимание, что пространственный период распределений ε_{xx} в СМК титане существенно больше и составляет $\lambda_{СМК}$= 8±2 мм, в то время как в крупнозернистом – $\lambda_{КЗ}$ = 5±2 мм. Отметим, что подобное соотношение между картинами локализации в СМК и крупнозернистом состояниях материала было обнаружено нами для алюминия (Данилов и др., 2006; Зуев и др., 2008). В конце стадии Тейлора и на переходе к стадии предразрушения амплитуда деформации в одном из очагов начинает быстро увеличиваться. Это происходит как в СМК так и в крупнозернистом образце.

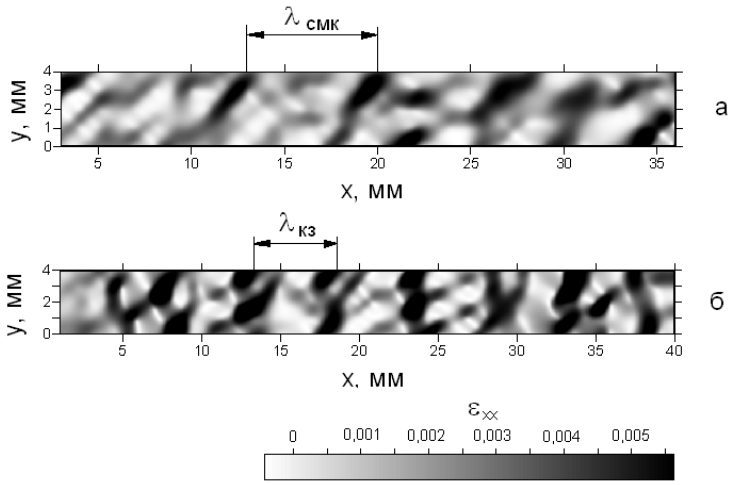


Рис. 2. Распределение очагов локальных удлинений ε_{xx} в СМК (а) и крупнозернистом образце (б). Деформации, при которых построены распределения, отмечены на рис. 1

В монографии Зуева и др., 2008 убедительно показано, что очаги макролоклизованной пластичности представляют собой области образца, в которых в данный момент времени наиболее интенсивно развиваются деформационные процессы на микро- и мезоуровне. С другой стороны в наноструктурных материалах механизмы реализации пластического течения отличаются своеобразием (Валиев и Александров, 2007). В частности, в них не удается наблюдать кристаллографические следы скольжения. В нашей работе сделана попытка исследовать деформационный рельеф в СМК титане с помощью атомно-силового микроскопа Solver PH47-PRO (Россия, г. Зеленоград). Поверхность полированного образца СМК титана предварительно тестировалась на указанном микроскопе. Затем он подвергался деформированию по описанной выше схеме до e = 0,03, что соответствовало переходу от стадии Тейлора к стадии предразрушения, и разгружался. При такой степени деформации координаты высокоамплитудного очага локализации могут быть определены достаточно точно. В данном случае он располагался на расстоянии = 38 мм от неподвижного захвата Ширина этой стационарной зоны макролокализации ≈ 3 мм. После разгрузки поверхность рабочей части образца вновь подвергалась сканированию методом атомно-силовой микроскопии. На схеме (рис. 3) показаны места, где был подробно исследован рельеф поверхности. Обнаружено, что в результате деформирования на поверхности возникают мезополосы локализации («складки»). При этом по мере удаления от высокоамплитудного макроочага деформации геометрические размеры мезополос, их ориентация относительно оси растяжения и их поверхностная плотность меняются. При этом выявлены два типа полос. Первый тип представляют полосы зафиксированные в пункте С на большом удалении от отмеченной стационарной зоны (рис. 3). Они все ориентированы под углом ~45^0 к оси растяжения. Их ширина < 1,0 мкм, глубина достигает 80 нм, а поверхностная плотность плотность ≈ $3{,}06\cdot10^3$ мм$^{-2}$. По мере приближения к стационарной зоне растет плотность таких полос, их ширина и глубина. Такие же мезополосы наблюдаются в пункте В (рис.3). Однако их средняя ширина может достигать 4 мкм, глубина до 120 нм, а плотность ≈ $4{,}44\cdot10^3$ мм$^{-2}$. Непосредственно в стационарной зоны локализации (пункт А, рис. 3) наряду с указанными выше отмечен второй тип мезополос. Эти полосы располагаются вдоль оси растяжения. Их отличает также большая ширина ≈ 5мкм и глубина ≈

250 нм. В данной области общая плотность > $5 \cdot 10^3$ мм$^{-2}$. Мезополосы обоих типов простираются на значительную до нескольких десятков микрон длину. Следует обратить внимание, что наблюдаемые мезополосы по своим геометрическим параметрам (глубине, ширине и длине) в несколько раз превосходят размеры структурных элементов субмикрокристаллического титана.

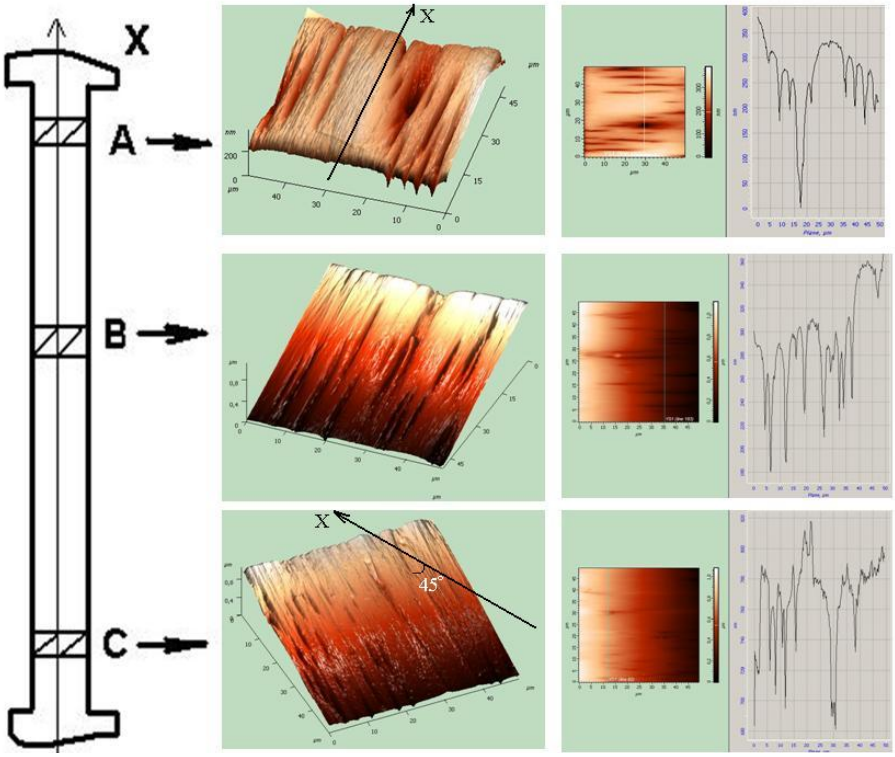
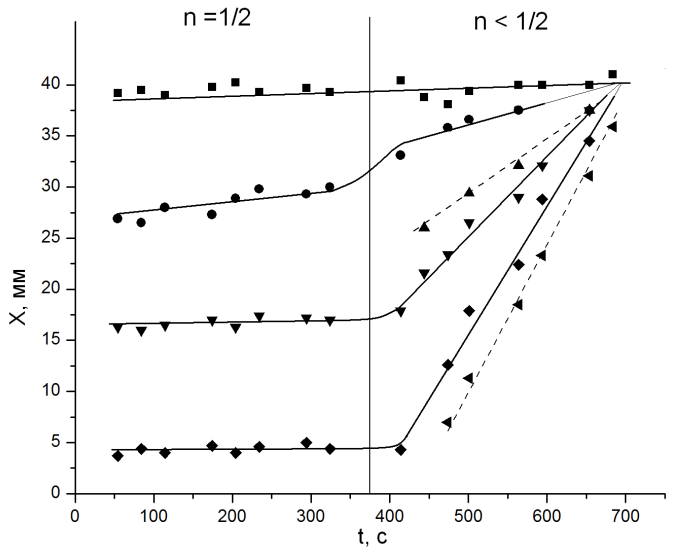
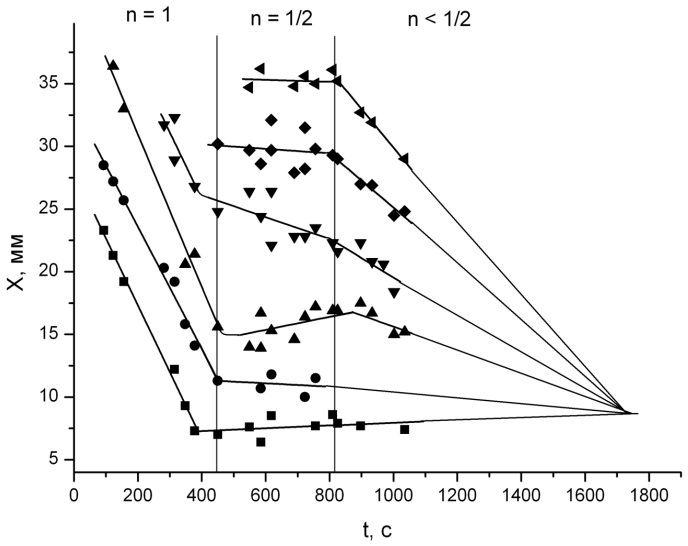


Рис. 3. Структура и профили деформационных мезополос в СМК титане. Стрелками указано направления оси растяжения

Возвратимся к исследованию характера макролкализации деформации. На стадиях предразрешения, когда показатель параболичности < ½ как в крупнозернистом, так и в СМК образцах картины распределений очагов локализации утрачивают пространственную периодичность. Все неподвижные на стадии Тейлора очаги за исключением одного вновь приходят в движение, но скорости их перемещений строго индивидуальны. Это хорошо демонстрируют временные зависимости положений зон локализации представленные на рис. 4 а, б.



а



б

Рис. 4. Поведение очагов локализованной деформации в СМК (а) и крупнозернистом (б) титане.

Отсчет координат очагов локализации в обоих случаях ведется от неподвижного захвата. В крупнозернистом титане неподвижная зона локализации имела координату X_s = 7,5 мм, а в СМК титане – X_s = 38,5 мм. В работах (Зуев и др., 2008; Zuev et all., 2009) указывалось, что амплитуда локализованной деформации в таких зонах уже в конце стадии Тейлора наибольшая и в дальнейшем продолжает увеличиваться. Разрушение образцов происходит всегда в районе этих стационарных зон, что отмечалось ранее и для других материалов.Остальные очаги локализации движутся к неподвижной зоне тем быстрее, чем дальше они находились от нее в момент начала стадии предразрушения. Графики движения этих очагов деформации на стадиях

предразрушения в обоих материалов представляют собой пучки прямых, сходящихся в фокусе (X_s, t_f). t_f время от начала деформирования до разрушения. Диаграммы перемещения любых объектов образуют пучок прямых, если их скорости линейно зависят от начальных координат, то есть, выполняется условие

$$V\ (X_0) = \alpha X_0 + \beta\,, \qquad (2)$$

где X_0 - начальные координаты объектов, α и β – константы. В рассматриваемом случае скорости движения очагов локализованной пластичности и соответствующие начальные координаты экспериментально определяются по наклону графиков рис.4. Рис. 5 демонстрирует, что линейная зависимость $V(X_0)$ выполняется и для СМК, и для крупнозернистого титана.

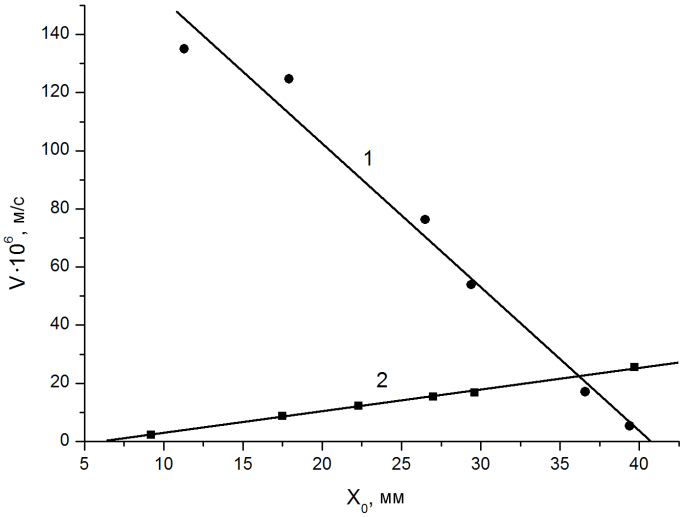


Рис. 5. Зависимость скоростей очагов локализованной деформации от их начальных координат для СМК (1) и крупнокристаллического (2) титана.

Для процесса самосогласованного перемещения очагов локализации на стадии предразрушения $\alpha = 1/t_{pf}$, $\beta = -X_f/t_{pf}$, X_f - координата места разрушения, $t_{pf} = (t_f - t_0)$ – продолжительность стадии предразрушения, t_0 - время от начала деформирования до наступления этой стадии. Следовательно, константы α и β, определенные по аппроксимирующим прямым рис. 4, позволяют оценить время жизни образца и координату места разрушения. Оказалось для СМК титана X_f = 41 мм, t_f = 618 с, а для крупнозернистого X_f = 7 мм, t_f = 2007 с. Эти значения удовлетворительно согласуются с реальными значениями. Так СМК образец разрушился через 645 с после начала деформирования на расстоянии 39,5 мм от неподвижного захвата испытательной машины, а крупнозернистый, соответственно, через 2150 с на расстоянии 7,5 мм от неподвижного захвата.

Ранее нами указывалось, что характер движения очагов локализованной пластичности и зависимость их скоростей от координат объяснена тем, что на стадии предразрушения меняется деформационные свойства отдельных макроскопических объемов материала (Зуев и Данилов, 2005; Зуев и др., 2008; Zuev et all., 2009). Действительно, на стадии линейного упрочнения, где показатель деформационного упрочнения n = 1, а коэффициент деформационного упрочнения согласно (1) $ds/de = nKe^{n-1} = \theta = const$, скорость движения фронтов локализованной

пластичности тоже постоянна и обратно пропорциональна θ. На стадии Тейлора, когда n = ½, очаги локализации неподвижны. Во всех остальных случаях при $n \neq ½$ скорости движения зон локализованной пластичности подчиняются параболической зависимости (Zuev, 2007) вида:

$$V(n) = V_0(n-q)^2. \quad (3)$$

(V_0 – эмпирическая константа, $q \approx ½$). Следовательно, любое различие скоростей движения доменов локализованной пластичности обусловлено локальным изменением характеристик деформационного упрочнения n и K (см. (1).

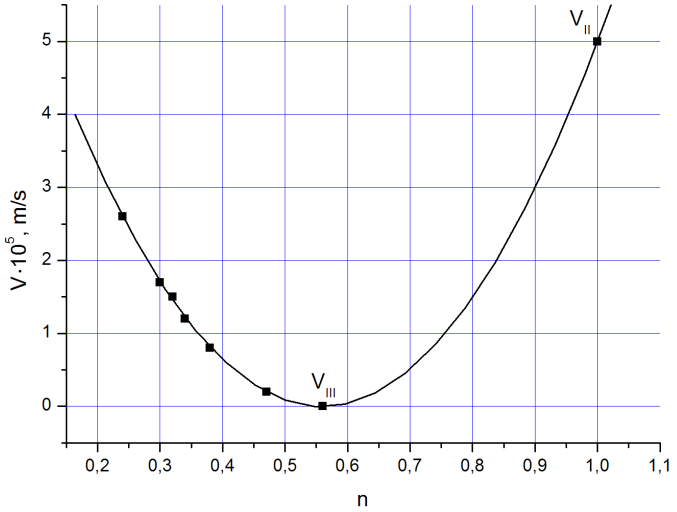


Рис. 6. Зависимость $V(n)$ в крупнозернистом титане

Если пронормировать выражение (3) по экспериментально полученным значениям скоростей, соответствующих стадиям линейного (V_{II} = *const*, $n \approx 1$) и тейлоровского (V_{III} = 0, $n \approx ½$) упрочнения, то для каждого из подвижных очагов можно оценить значения локального показателя n на стадиях предразрушения. Такая операция была выполнена в настоящей работе для крупнозернистого титана (в СМК титане невозможно определить V_0, потому что отсутствует стадия линейного упрочнения). Видно (рис. 6), что наибольший показатель параболичности n = 0,56 соответствует стационарной зоне локализации. Для остальных очагов он меньше и меньше среднего значения в целом по стадии предразрушения 0,4. Таким образом, на стадии предразрушения происходит сокращение активной зоны пластической деформации и затухание пластического течения в остальной части объема образца, то есть, коллапс автоволны локализованной пластичности и «перетекание» деформационных процессов в шейку разрушения.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Пластическая деформация при растяжении образцов субмикрокристаллического титана реализуется путем формирования мезополос локализованного сдвига некристаллографического характера, которые ориентированы вдоль плоскостей действия максимальных сдвигающих напряжений. Длина и ширина таких полос на порядок больше характерного размера элементов

наноструктуры, а глубина соизмерима с этим размером. Распределение мезополос локализованной деформации по деформированному образцу неравномерно и отражает картину расположения макроочагов локализации.

По мере возрастания общей деформации образца происходит образование нескольких макроочагов с практической одинаковой амплитудой. После достижения максимального условного напряжения такие очаги деформации закономерно смещаются к одной стационарной зоне локализации, где в последующем происходит разрушение образца. Следует отметить, что в пределах этой зоны наблюдается не только максимальная плотность мезополос локализованной деформации, но и меняется их ориентация. Последнее, по-видимому, связано со сложным напряженно-деформированным состоянием в формирующейся шейке разрушения (Бернштейн и Займовский, 1970).

Коллапс автоволны локализованной пластичности, соответствующий стадии предразрушения, в СМК титане происходит на падающей ветви условной диаграммы нагружения. По-видимому, это важная особенность деформационного поведения наноструктурных материалов, так как это же явление наблюдалось ранее в СМК алюминии (Данилов и др., 2006).

Тот факт, что в СМК образце титана после образования макроскопической шейки разрушения отличная от нуля локализованная деформация может происходить и в остальной части образца, позволяет говорить о скрытом запасе пластичности, который проявляется уже после наступления макроскопической потери устойчивости пластического течения. При этом непосредственно в шейке деформация превышает всю накопленную на участке квазиравномерного растяжения. По-видимому, это одна из особенностей наноструктурного состояния, которая может быть использована в технологических целях. В этих условиях процесс формоизменения протекает без упрочнения, но в устойчивом макроскопическом очаге деформации. Такие условия естественным образом создаются при производстве деталей и конструкций путем волочения, экструзии или прокатки. Так как СМК состояние материала при данных воздействиях сохраняется, полученные изделия будут обладать всем необходимым набором эксплуатационных свойств.

БЛАГОДАРНОСТИ:

Авторы выражают благодарность Российскому фонду фундаментальных исследований, при поддержке которого выполнена настоящая работа, грант № 09-08-00498.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., 1970. Структура и механические свойства металлов. Металлургия, Москва.

2. Биосовместимость. Под ред. В. И. Севастьянова, 1999. Наука, Москва.

3. Валиев Р.З., Александров И.В., 2007. Объемные наноструктурные металлические материалы. ИКЦ «Академкнига», Москва.

4. Вихров С.П., Холомина Т.А., Бегун П.И., Афонин П.Н., 2006. Биомедицинское материаловедение. Горячая линия – Телеком, Москва.

5. Грабовецкая Г.П., Колобов Ю.Р., Гирсова Н.В., 2004. Влияние холодной пластической деформации на структуру и деформационное поведение субмикрокристаллического титана,

полученного методом равноканального углового прессования. Физика металлов и металловедение, 98, № 6, с.

6. Данилов В.И., Зуев Л.Б., Горбатенко В.В. и др., 2006. Использование спекл-интерферометрии для исследования локализации пластической деформации. Заводская лаборатория, 72, № 12, с. 40-45.

7. Данилов В.И., Зуев Л.Б., Орлова Д.В. и др., 2006. Типы локализации пластической деформации и стадии диаграмм нагружения металлических материалов с различной кристаллической структурой. Прикладная механика и техническая физика, 47, № 2, с. 176-184.

8. Зуев Л.Б., Данилов В.И., 2005. О кинетике макродоменов локализованной пластичности на стадии пердразрушения металлов. Журнал технической физики, 75, вып. 12, с. 102-105.

9. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А., 2008. Физика макролокализации пластического течения. Наука, Новосибирск.

10. Трефилов В.И., Горная И.Д., Моисеев В.Ф. и др., 1982. Линейная стадия в деформационном упрочнении поликристаллических ОЦК металлов и сплавов. Доклады АН УССР, сер. А, № 11, с. 81-85.

11. Хилл Р., 1956. Математическая теория пластичности. ГИТТЛ, Москва.

12. Шаркеев Ю.П., Братчиков А.Д., Колобов Ю.Р. и др., 2004. Наноструктурный титан биомедицинского назначения. Физическая мезомеханика, 7, спец. вып., с. 107-110.

13. Шаркеев Ю.П., Данилов В.И., Ерошенко А.Ю. и др., 2007. Особенности структуры и деформационного поведения объемно-наноструктурного титана, полученного при интенсивной пластической деформации. Деформация и разрушение материалов, №7, с. 27-32.

14. Эдельман В.С., 1991.Развитие сканирующей туннельной и силовой микроскопии. Приборы и техника эксперимента, № 1, с. 24-42.

15. Medical applications of titanium and its alloys: the material and biological issues, 1996. American Society for Testing and Materials. USA.

16. Raab G.J., Valiev R.Z., Lowe T.C., Zhu Y.T., 2004. Nanostructuring of metals by severe plastic deformation of advanced properties. Nature Materials, 3, pp. 511-516.

17. Zuev L.B., 2007. On the waves of plastic flow localization in pure metals and alloys. Ann. Phys., 16, No 4, pp. 286-310.

18. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A., Gorbatenko V.V., 2009. Autuwave model of localized plastic flow of solids. Physics of Wave Phenomena, 17, No.1, pp. 65-75.