

УДК 669.295:621.78:621.9.048.6

Канд. техн. наук Д. В. Павленко

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

УПРОЧНЯЕМОСТЬ СПЛАВА VT1-0 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ ПРИ СЖАТИИ

Рассмотрены особенности структуры и механизмы упрочнения при деформации сжатием сплава VT1-0 в крупнокристаллическом и субмикрокристаллическом состоянии, сформированного интенсивной пластической деформацией в процессе винтовой экструзии. Установлены закономерности упрочнения сплава в различных структурных состояниях, а также упрочнения поверхностного слоя при отделочно-упрочняющей обработке деталей стальными шариками в ультразвуковом поле.

Ключевые слова: *титановый сплав, упрочняемость, прочность, зерно, границы зерен, интенсивная пластическая деформация, винтовая экструзия.*

Постановка проблемы в общем виде и ее связь с важными научными или практическими задачами

В процессе изготовления деталей газотурбинных двигателей (ГТД) их поверхностный слой (ПС) подвергается многократному силовому и термическому воздействию со стороны обрабатывающего инструмента. Результатом такого воздействия является неоднородная упруго-пластическая деформация и, как следствие, формирование особых свойств ПС по сравнению с сердцевиной. Так, в ПС после механической и отделочно-упрочняющей обработки формируются остаточные макронапряжения, знак, величина и глубина залегания которых зависят от вида и режимов обработки, происходит дробление блоков кристаллической мозаики, увеличение плотности дефектов кристаллической структуры, повышается твердость, формируется особый микрорельеф поверхности. В тоже время ПС оказывает решающее влияние на выносливость деталей, работающих в условиях периодического нагружения.

В последнее время широкое распространение в авиации получают сплавы в нано- и субмикрокристаллическом состоянии (СМК). Авторы работ [1, 2] отмечают особую роль поверхности таких сплавов в обеспечении прочности при различных видах нагружения.

Особый интерес представляет исследование упрочняемости сплавов в СМК состоянии, сформированного путем предшествующей интенсивной пластической деформации (ИПД). Как известно, СМК сплавы благодаря наличию большого количества границ зерен, тройных стыков и малых по размеру, бездефектных зерен обладают уникальным сочетанием физических, механических и служебных свойств. С измельчением зерен изменяется картина стадийности зависи-

мости напряжения от деформации. В работе [3] показано, что для СМК сплавов и чистых металлов характерна продолжительная стадия с линейным упрочнением. Характер упрочнения титана при различных видах нагружения исследуются Ю.Н. Подрезовым с коллегами [4, 5].

В тоже время, влияние вторичной упруго-пластической деформации таких сплавов, наблюдаемой в ПС при механической и отделочно-упрочняющей обработке [6–9 и др.], может оказаться решающей, с точки зрения технологичности изготовления из них деталей ГТД, а также стабильности набора свойств, сформированных в результате ИПД. Закономерности поведения СМК сплавов при упруго-пластической деформации также необходимы для моделирования процессов механической и отделочно-упрочняющей обработки деталей, сварных швов, а также наплавленных зон с использованием СМК присадочных материалов.

Так, в работах [10, 11] показано, что повышенная упрочняемость сплавов затрудняет их механическую обработку и способствует снижению виброустойчивости процесса резания, вследствие неравномерности протекания процесса их пластического деформирования. Некоторые исследователи отмечают, что в связи с характерным для таких сплавов уменьшением разности между пределом временного сопротивления и пределом текучести, снижается их способность к дальнейшей пластической деформации, т. е. после ИПД наступает стадия исчерпания запаса пластичности, что ухудшает обрабатываемость резанием.

Одной из характеристик, учитывающей механические свойства металла при определении усилий деформирования и работы деформации является напряжение текучести [12]. С физической

точки зрения напряжение текучести представляет собой предел текучести упрочняемого в процессе деформации металла.

Целью настоящей работы являлась сравнительная оценка упрочняемости титанового сплава ВТ1-0 в крупнокристаллическом и субмикрокристаллическом состояниях.

Материалы и методы исследований

Несмотря на то, что сплав ВТ1-0 имеет весьма ограниченное применение в технике в качестве конструкционного материала, он является характерным представителем титановых сплавов и находит широкое применение при ремонте ответственных деталей авиационных двигателей сваркой и наплавкой.

Исследовали сплав ВТ1-0 на образцах, которые находились в двух состояниях – в крупнокристаллическом (литом) и субмикрокристаллическом, сформированном методом интенсивной пластической деформации путем винтовой экструзии при температуре 623...650 К. Степень деформации материала после винтовой экструзии составляла 77,5 [13].

Для построения кривой упрочнения цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм осаживали на гидравлическом прессе со скоростью 1 кН в секунду. Торцевую выточку в цилиндрических образцах заполняли антифрикционной смазкой [14], что позволило значительно снизить трение между торцами образцов и деформирующими плитами. В процессе осадки буртики по высоте уменьшались, а смазка выходила из полостей.

Образцы осаживали при нагрузке в диапазоне 5–100 кН. В процессе деформации существенной бочкообразности образцов не наблюдалось. Для исследованных образцов измеряли твердость вдоль центральной оси стандартным методом на твердомере ТК-1 [15].

В процессе испытаний дискретно увеличивали нагрузку и измеряли изменение высоты образцов и диаметра, что позволило рассчитать напряжение текучести (S) и степень деформации (относительную и истинную). Кривая упрочнения в логарифмических координатах имела вид прямой линии. Показатель деформационного упрочнения n численно равен тангенсу угла наклона прямой к оси степени деформации [16].

Учитывая особую роль поверхностного слоя (ПС) деталей в обеспечении их долговечности, а также особые условия его формирования, были проведены исследования по упрочнению ПС образцов после ВЭ одним из методов поверхностно-пластического деформирования – стальными шариками в ультразвуковом поле (УЗУ). Упрочнение поверхностного слоя образцов осуществляли на ультразвуковой установке металличе-

скими шариками диаметром 1,6 мм. Амплитуда колебаний стенок волнового концентратора составляла 50...100 мкм. Скорость соударения шариков с упрочняемой поверхностью находилась в диапазоне 2...4 м/с. Масса шариков в загрузке составляла 390...410 г. Различную твердость поверхности реализовывали за счет варьирования временем упрочнения при постоянной интенсивности и других параметрах обработки.

Микротвердость измеряли на косых шлифах на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 50 г. Учитывая наличие «завалов» на крае шлифов, измерения начинали на некотором расстоянии от края, а микротвердость поверхности определяли путем экстраполяции на поверхность. Степень наклепа определяли как отношение микротвердости поверхности к микротвердости сердцевины (в процентах). Глубину наклепа определяли графическим способом.

Электронно-микроскопические исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM-100СХII при ускоряющем напряжении 100 кВ. Тонкие фольги приготавливали из рабочей части образцов-свидетелей. Приготовление фольг осуществлялось по стандартной методике, с применением технологии струйной полировки.

Предварительно микроструктуру образцов исследовали на оптическом микроскопе МИМ-8. Более полные исследования микроструктуры и изломов образцов проводили на растровом электронном микроскопах JSM-T300 фирмы JEOL и РЭМ-106И при ускоряющем напряжении 20...30 кВ во вторичных электронах. Металлографические шлифы подвергали механическому полированию с последующим анодным электрохимическим травлением в течение 10...30 с.

Результаты исследований и их обсуждение

Для анализа и интерпретации механизмов упрочнения сплавов в СМК состоянии выполняли исследование микроструктуры, а также дислокационной структуры образцов в литом состоянии и после ИПД винтовой экструзией. На рис. 1 показаны макро- и микроструктуры исследованных образцов и соответствующие им рентгенограммы.

Микроструктура сплава ВТ1-0 в литом состоянии представляла собой β - превращенные зерна размером 150...200 мкм, которые состоят из пачек параллельных α - пластин, толщиной 4...10 мкм и длиной сравнимой с размером первичного β - зерна [17]. Крупные зерна литого сплава содержали большое количество дефектов кристаллической решетки, а также элементы субструктуры в виде блоков кристаллической мозаики, субзерен. Соотношение суммарной объемной доли тела зерна к границам зерен у материала в таком состоянии значительно.

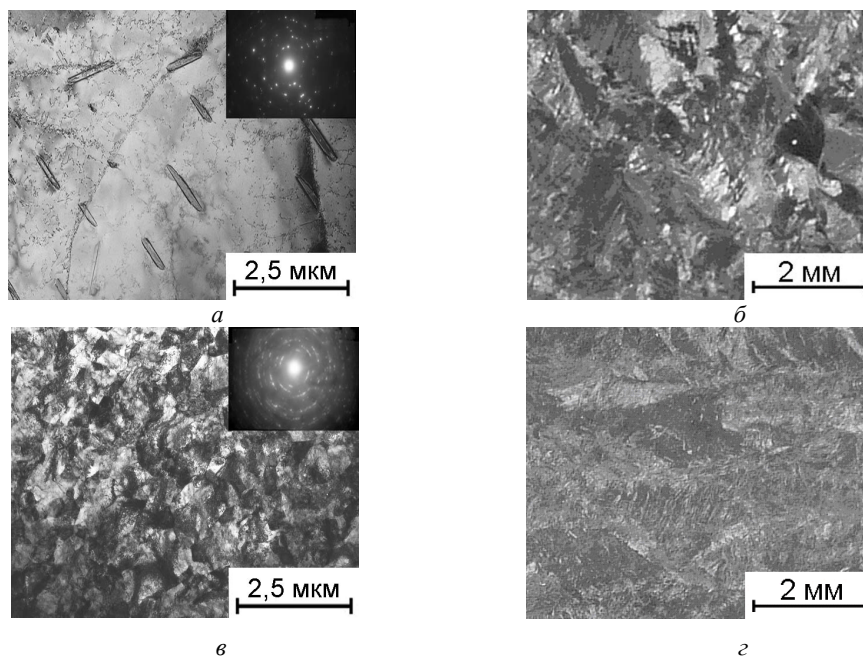


Рис. 1. Макро- и микроструктура исходного образца (а, б) и образца после ВЭ (в, г)

В сплаве в СМК состоянии наблюдалась структура α -фазы, напоминающая пластины волнистой формы (рис. 1, г), что, очевидно, объясняется особенностями технологии получения данного материала. Как видно из рис. 1, винтовая экструзия приводит к измельчению структурных элементов. Анализ результатов металлографического исследования показал, что происходит интенсивное диспергирование структурных составляющих и формируется структура, со средним размером зерен порядка 200...250 нм.

На рис. 2 показаны кривые упрочнения сплава ВТ1-0 в исследованных состояниях.

Зависимости напряжения течения от степени деформации в области средних величин дефор-

мации имеют вид:

$S = 761 \cdot e_1 + 280$ – в исходном, литом, крупнокристаллическом состоянии;

$S = 562 \cdot e_1 + 515$ – после ИПД методом ВЭ в субмикроструктурном состоянии.

Анализ кривых упрочнения показывает, что сплав после интенсивной пластической деформации имеет на 24 % меньшую склонность к упрочнению, по сравнению со сплавом в исходном состоянии. Однако, несмотря на предшествующую интенсивную деформацию, материал сохранил достаточно высокую способность к дальнейшему упрочнению.

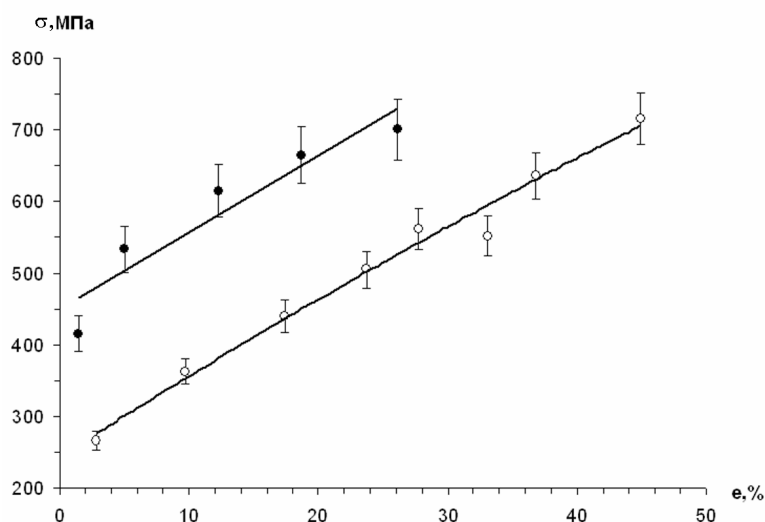


Рис. 2. Кривые упрочнения сплава ВТ1-0: ○ – в литом состоянии, ● – после ИПД методом винтовой экструзии

Полученные результаты могут теоретически быть обоснованы следующим. После ИПД размер структурных составляющих в металле уменьшается, происходит их интенсивное диспергирование, преобладают большеугловые границы зерен [18]. Средний размер зерен составляет 150...250 нм [13]. При этом общее количество зерен увеличивается, что, естественно, приводит к увеличению протяженности границ и удельному объему границ зерен достигающему 10...20 % от общего объема образца [19]. Значительна объемная доля тройных стыков. Также известно [3], что при среднем размере зерен порядка 150...250 нм, в материале могут присутствовать бездислакационные зерна (до 15...20 % общего количества), зерна с хаотической дислакационной структурой (до 50...60 % общего количества), и зерна, содержащие дислакационную субструктуру – ячейки или фрагменты (до 20...30 % общего количества).

Значительную долю границ фрагментов составляют высокоугловые границы [20]. Плотность точечных дефектов и дислокаций внутри зерен СМК сплавов обычно очень мала, поскольку границы зерен эффективно поглощают точечные дефекты и решеточные дислокации [19]. Следует также отметить, что материалы в СМК состоянии обладают неравновесными границами зерен, ширина которых определенная разными методами на различных материалах, составляет от 0,4 до 1,0 нм. Атомная структура границ не является простой и зависит от многих параметров: взаимной ориентации соседних кристаллов, типом межатомного взаимодействия и т.д. Атомная плотность межфазных границ на 20...40 % меньше плотности зерен. Неравновесность также характеризуется избыточной энергией границ зерен, наличием дальнедействующих упругих напряжений и высокой плотностью зернограницных дефектов, а также вызывает возникновение высоких напряжений и искажения кристаллической решетки, изменение межатомных расстояний и появление значительных смещений атомов, вплоть до потери дальнего порядка [21]. Результатом этих процессов является значительное повышение микротвердости СМК сплавов [22].

Таким образом, можно считать, что материалы в СМК состоянии занимают промежуточное место между крупнокристаллическими и нанокристаллическими материалами и представляют собой неоднородные структуры смешанного типа, состоящие из участков с ультрамелким зернами и зернами больших размеров, внутри которых процессы формирования деформационных высокоугловых границ не завершены. Внутри последних, как правило, присутствуют ультрамелкие субзерна или же они разбиты на фрагменты с внутренними малоугловыми границами [23].

Особенности структуры титана подвергнуто-

го винтовой экструзии обуславливают специфический характер механизма деформации и упрочнения. В поликристаллах, имеющих размеры нескольких микрометров и выше, скольжение происходит по телу зерен, а границы зерен в них являются стопорами для дислокаций. Это приводит к тому, что передача скольжения от зерна к зерну вносит существенный вклад в напряжение течения. В случае же материалов в СМК состоянии границы зерен имеют неупорядоченную структуру атомов, близкую к аморфной и являются с точки зрения прочности, наиболее слабым местом. Пластическая деформация идет вдоль этих границ путем проскальзывания зерен друг относительно друга. При этом, дислокационное скольжение в теле зерен такого размера сильно затруднено в связи с тем, что, несмотря на низкую плотность дислокаций, источники дислокаций типа Франка-Рида не могут работать эффективно при малых размерах зерен [24]. Однако, поскольку деформация всегда осуществляется комплексом различных механизмов стремящимся к согласованию, не существует единственных критических значений размеров зерен для включения или исключения конкретных механизмов деформации.

Анализируя механизмы упрочнения, следует отметить, что зарождение и эволюция дефектов структуры в сплавах в СМК состоянии существенно отличаются от таковых в крупнозернистых поликристаллах [19]. При этом, основные отличия проявляются, в первую очередь, не за счет появления новых механизмов, а за счет перераспределения ролей каждого из существующих механизмов упрочнения в связи с особенностями их строения [25]. В тоже время материалы в СМК состоянии занимают промежуточное место между нанокристаллическими и крупнокристаллическими, поэтому в них могут одновременно наблюдаться явления и процессы, происходящие в указанных классах материалов.

В крупнокристаллических материалах, зерна которых содержат большое количество дефектов и имеющие разную разориентировку, для сохранения в процессе деформации сплошности по границам необходимо действие нескольких независимых систем скольжения в каждом зерне. Наличие границ приводит всегда к тому, что простое скольжение при деформации в каждом кристалле заменяется множественным скольжением. При приложении внешнего напряжения к поликристаллам пластическая деформация, в первую очередь, произойдет в зерне, наиболее благоприятно ориентированном к внешнему напряжению (т. е. с наибольшим касательным напряжением). В остальных зернах деформация не выходит за пределы упругой. С ростом внешнего напряжения наблюдается постепенное вовлечение остальных зерен в процессе пластической деформации при

сохранении сплошности зерна. Описанные выше эффекты приводят к существенной неоднородности напряженно-деформированного состояния внутри зерна, что приводит к генерации новых и фиксации существующих дефектов в теле зерна, и как следствие, его упрочнению.

В металлах с СМК структурой часть зерен бездефектные, т. е. в них дальнейшее упрочнение не возможно. Часть зерен имеет субзеренную структуру, в которых процессы упрочнения аналогичны крупнокристаллическим. Основной вклад в упрочнение СМК металлов вносят границы зерен. Так известно, что упрочнение более интенсивно происходит на границах зерен, и что мелкое зерно упрочняется интенсивнее крупного [6]. Иными словами, напряжение течения (сопротивление деформации) возрастает с уменьшением размера зерна не из-за наличия границы самой по себе, а из-за взаимодействия между зернами, разделенными этой границей. Таким образом, в СМК металлах большой вклад в упрочнение связано с процессами, препятствующими протеканию зернограницного проскальзывания [26].

Для выявления стадийности деформации измеряли твердость образцов после осадки. На рис. 3 показаны установленные зависимости твердости испытанных образцов от степени пластической деформации. Видно, что в исследованной области деформаций характер кривых «истинная деформация-твердость» для сплава в крупнокристаллическом и СМК состояниях аналогичен. Наблюдаются три стадии упрочнения. Также можно отметить, что для сплава в СМК состоянии переход от одной стадии к другой происходит при меньшей деформации, что вероятно, связано с особенностями процесса упрочнения и деформации СМК сплавов описанными выше.

Рассматривая процесс пластической деформации ПС при ультразвуковом упрочнении шари-

ками можно выделить следующие его особенности. Пластическая деформация осуществляется за счет энергии удара об обрабатываемую поверхность стальных шариков, разгоняемых колеблющимися с ультразвуковой частотой стенками волнового концентратора и характеризуется относительной «мягкостью» обработки. Сила удара шариков по обрабатываемой поверхности при УЗУ незначительна, но частота ударов может достигать большой величины. Температура в зоне контакта зависит от динамической твердости обрабатываемой поверхности, и для титановых сплавов может достигать 150...200 °С.

Для образцов, поверхностный слой которых подвергали ультразвуковому упрочнению, исследовали закономерности изменения микротвердости по глубине ПС. Для всех исследованных образцов максимальное значение микротвердости наблюдалось на поверхности (рис. 4, а, б). По мере удаления от поверхности микротвердость асимптотически приближалась к микротвердости неупрочненных образцов. Среднее значение микротвердости неупрочненных образцов составляло 750...775 МПа – для образцов в крупнокристаллическом состоянии (рис. 4, а) и 1125...1200 МПа – для образцов после ИПД, в субмикрокристаллическом состоянии (рис. 4, б).

На рис. 5 показана совместная зависимость степени, и глубины наклепа ПС от времени упрочнения. Результаты экспериментов показали, что изменение указанных характеристик происходит немонотонно. Так, в начальный момент времени, соответствующий 7...8 минутам, происходит упрочнение ПС, что сопровождается повышением степени его наклепа. При этом видно, что образцы в исходном состоянии упрочняются до степени наклепа 60...63 %, а для образцов, подвергнутых ИПД, максимальная степень наклепа не превышала 30...33 %.

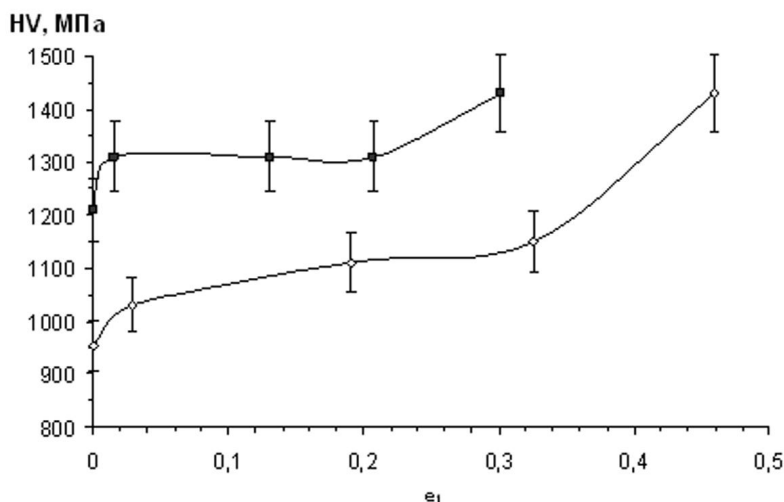


Рис. 3. Зависимость твердости образцов от степени деформации сплава ВТ1-0:

○ – в литом состоянии, ● – после ИПД методом винтовой экструзии

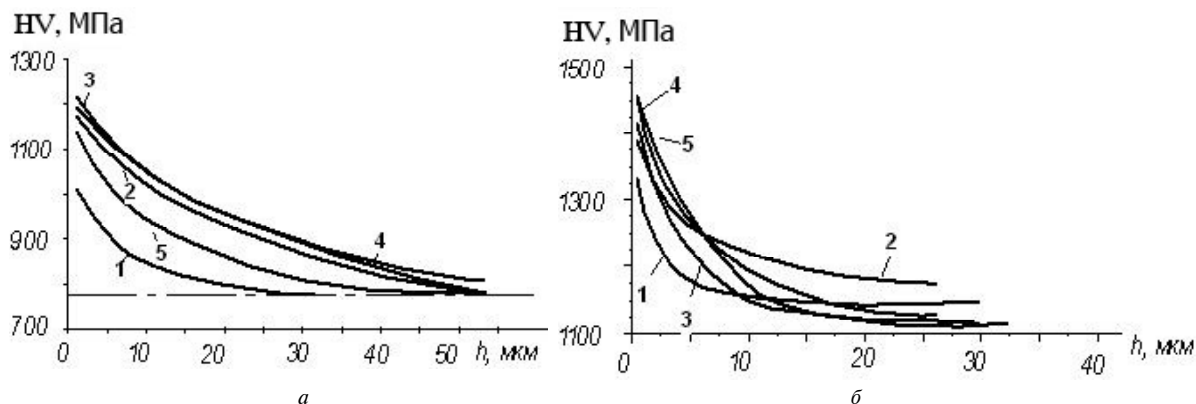


Рис. 4. Изменение микротвердости по глубине образцов из сплава ВТ1-0 в исходном (литом) состоянии (а) и в СМК состоянии (б) в зависимости от времени упрочнения: 1 – 8 мин; 2 – 10 мин; 3 – 12 мин; 4 – 15 мин; 5 – 18 мин

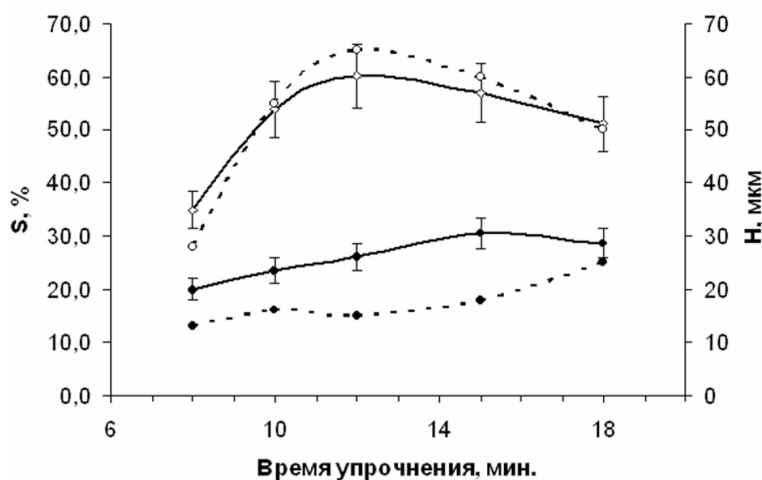


Рис. 5. Зависимость степени наклепа (—) и глубины наклепа (- - -) от времени упрочнения;

○ — для сплава в литом состоянии, ● — для сплава после ИПД

Необходимо отметить, что характер изменения степени наклепа для образцов в исходном и СМК состояниях аналогичен, в то время как характер изменения глубины наклепа со временем упрочнения различается.

Наблюдаемое уменьшение глубины наклепа с увеличением времени УЗУ можно объяснить следующим. При соударении шарика с обрабатываемой поверхностью часть его кинетической энергии затрачивалась на пластическую деформацию металла. В результате, в ПС образца образовывалась сферическая, пластически деформированная область, твердость и прочность материала в которой выше, чем у соседних, недеформированных областей. Многочисленные удары шариков равномерно покрывали упрочняемую поверхность пластическими отпечатками, в результате чего формировался тонкий слой с измененными механическими характеристиками, по сравнению с сердцевиной образца. Толщина деформированного

слоя определялась глубиной пластической деформации от единичных ударов шариков и зависела от их массы, скорости полета, угла соударения с упрочняемой поверхностью и рядом прочих условий. Учитывая, что твердость и предел текучести ПС по мере упрочнения увеличивались, глубина области пластической деформации от последующих ударов оказывалась меньше, чем уже сформированный деформированный поверхностный слой. Одновременно с уменьшением толщины упрочненного слоя за счет дополнительной деформации в процессе упрочнения происходил его износ, вызванный переносом частичек материала ПС шариками. В результате многократной локальной пластической деформации, сопровождающейся износом ПС, по мере упрочнения его толщина, а следовательно и глубина наклепа, уменьшались. Микротвердость поверхности и степень наклепа при этом незначительно снижались.

Отличительной особенностью исследованных образцов является меньшая толщина упрочненного слоя и степень наклепа характерная для образцов после ИПД, что, вероятно, объясняется большей прочностью материала.

Выводы

Таким образом, исследования упрочняемости сплава ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии при сжатии позволили сделать следующие выводы:

1. Интенсивная пластическая деформация сплава способствует почти двукратному повышению напряжения текучести при сжатии. При этом повышается коэффициент упрочнения на 23...25%, по сравнению со сплавом в исходном состоянии, что свидетельствует о наличии запаса технологической пластичности. Высокая склонность к деформационному упрочнению, после интенсивной пластической деформации свидетельствует об эффективности применения методов отделочно-упрочняющей обработки поверхностного слоя деталей, изготовленных из сплавов в субмикроструктурном состоянии, а также сварных швов и наплавленных зон, полученных с использованием СМК присадочных материалов, с целью дополнительного повышения их прочности при переменных нагрузках.

2. Основной вклад в деформационное упрочнение крупнокристаллических материалов вносят механизмы упрочнения тела зерна, в то время как для сплавов в наноструктурированном состоянии основную роль отводится механизмам зернограничного упрочнения. Упрочнение сплавов в субмикроструктурном состоянии происходит как за счет повышения прочности тела зерен, так и за счет повышения прочности их границ.

3. Наиболее рациональным режимом ультразвукового упрочнения поверхностного слоя деталей из сплава ВТ1-0 в СМК состоянии, сварных швов и наплавленных зон, полученных с использованием СМК присадочных материалов, с точки зрения формирования поверхностного наклепа является время упрочнения: для сплава в исходном состоянии – 10...12 мин, для сплава предварительно подвергнутого ИПД – 14...16 мин.

Список литературы

1. Влияние состояния поверхности субмикроструктурных пиана и α -железа на их деформацию и механические свойства / [А. В. Панин, В. Е. Панин, И. П. Чернов и др.] // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 6. – С. 87–94.
2. Папин В. Е. Поверхностные слои нагруженных твердых тел как мезоскопический структурный уровень деформации / В. Е. Папин // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 3. – С. 5–22.
3. Козлов Э. В. Механизмы деформации и механические свойства наноматериалов / Э. В. Козлов, А. Н. Жданов, Н. А. Конева // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 10. – № 3. – С. 95–103.
4. Анализ деформационного упрочнения титана в широком интервале деформаций по результатам испытаний на растяжение, сжатии и твердость / [Ю. Н. Подрезов, Н. И. Даниленко, Е. Н. Борисовская и др.] // Металлофизика и новейшие технологии. – Т. 26. – № 3. – 2004. – С. 669–673.
5. Подрезов Ю. Н. Два подхода к анализу кривых деформационного упрочнения / Ю. Н. Подрезов, С. А. Фирстов // Физика и техника высоких давлений. – Т. 16. – № 4. – 2006. – С. 37–47.
6. Смелянский В. М. Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием / Смелянский В. М. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с.
7. Белкин Л. М. Оптимизация технологии упрочнения плоских деталей поверхностным пластическим деформированием / Белкин Л. М., Гензель С. М. // Проблемы прочности. – 1984. – № 1. – С. 110–115.
8. О сопротивлении усталости титанового сплава ВТ3-1 в связи с поверхностным наклепом / [Степнов М. Н., Вейцман М. Г., Гиацинтов Е. В. и др.] // Проблемы прочности. – 1985. – №3. – С. 20–23.
9. Отделочно-упрочняющая обработка деталей ГТД / [В. А. Богуслаев, В. К. Яценко, П. Д. Жеманюк и др.]. – Запорожье, изд. ОАО «Мотор Сич», 2005. – 559 с.
10. Обработка резанием жаропрочных, высокопрочных и титановых сплавов / Под ред. Н. И. Резникова. – М.: Машиностроение, 1972. – 200 с.
11. Шифрин А. Ш. Обработка резанием коррозионностойких, жаропрочных и титановых сталей и сплавов / Шифрин А. Ш., Резницкий Л. М. – М.-Л.: Машиностроение, 1964. – 448 с.
12. Кроха В. А. Кривые упрочнения металлов при холодной деформации / Кроха В. А. – М.: Машиностроение, 1968. – 131 с.
13. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Орлов Д. В. – Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.
14. Растегаев М. В. Новый метод равномерного осаждения образцов для определения истинного сопротивления деформации и коэффициента внешнего трения / Растегаев М. В. // Заводская лаборатория. – 1940. – № 3. – С. 350–354.
15. ГОСТ 2999-75 Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу.

16. Кроха В. А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации / Кроха В. А. – М. : Машиностроение, 1980. – 157 с.
17. Ткач Д. В. Особенности структуры и разрушения титана марки BT1-0 в субмикрорекристаллическом состоянии при циклическом нагружении / Д. В. Ткач, Д. В. Павленко, В. Е. Ольшанецкий // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2011. – № 1. – С. 11–18.
18. Влияние холодной пластической деформации на структуру, деформационное поведение и механические свойства ультрамелкозернистого титана / [Г. П. Грабовецкая, Ю. Р. Колобов, К. В. Иванов, О.В. Забудченко] // Физическая мезомеханика : спец. выпуск. – 2004. – № 7. – Ч. 2. – С. 22–25.
19. Бобылев С. В. Зарождение нанозерен, наномасштабная аморфизация и трансформации дисклинаций в деформируемых наноматериалах / С. В. Бобылев, И. А. Овидько // Materials Science and Engineering 8 (2009). – P. 65–82.
20. Малыгин Г. А. Механизм деформационного упрочнения и образования дислокационных структур в металлах при больших пластических деформациях / Г. А. Малыгин // Физика твердого тела. – 2006. – Т. 48. – № 4. – С. 651–657.
21. Деформационное поведение и локализации пластической деформации на мезо- и макромасштабном уровнях в субмикрорекристаллическом титане / Е. Ф. Дударев, Г. П. Бакач, Г. П. Грабовецкая и др.] // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 1. – С. 97–104.
22. Наноматериалы, нанопокрyтия, нанотехнологии : учеб. пособие / Азаренков Н. А., Берснев В. М., Погребняк А. Д. и др. – Х. : ХНУ имени В. Н. Каразина, 2009. – 209 с.
23. Маркушов М. И. О принципах деформационных методов измельчения зерен алюминиевых сплавов до ультрамелких размеров Ч. 2. Ультрамелкозернистые сплавы / М. И. Маркушев // Физика металлов и материаловедение. – 2009. – Т. 108. – № 2. – С. 169–179.
24. Мильман Ю. В. Механическое поведение нанокристаллических и наноквазикристаллических материалов / Ю. В. Мильман // Нанотехнологии: наука и производство. – 2009. – 2(3). – 17 с.
25. Новиков Н. И. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном / Новиков Н. И., Портной В. К. – М. : Металлургия, 1981. – 168 с.
26. Чувильдоев В. Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения / Чувильдоев В. Н. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 304 с.

Поступила в редакцию 10.11.2011

Павленко Д.В. Зміцнювальність сплаву BT1-0 у субмікрорекристалічному стані при стисканні

Розглянуті особливості структури і механізми зміцнення при деформації стиском сплаву BT1-0 у крупнокристалічному та субмікрорекристалевому стані, сформованого інтенсивною пластичною деформацією під час гвинтової екструзії. Встановлено закономірності зміцнення сплаву у різних структурних станах, а також зміцнення поверхневого шару при оздоблювально-зміцнювальній обробці деталей сталевими кульками в ультразвуковому полі.

Ключові слова: титановий сплав, зміцнювальність, міцність, зерно, границі зерен, інтенсивна пластична деформація, гвинтова екструзія.

Pavlenko D. Strengthening of alloy BT1-0 when compression in submicrocrystalline state

Structure features and strain hardening mechanisms when compression of the alloy BT1-0 in the coarse- and sub-microcrystalline state formed due to severe plastic deformation when cross screw extrusion have been considered. The mechanisms of alloy hardening in different structural states and surface layer hardening during finishing and hardening processing with steel balls in supersonic field have been established.

Key words: titanium alloy, strengthability, strength, grain, grain boundary, severe plastic deformation, screw extrusion.