

Исходя из данных таблицы, можно сделать вывод, что в результате закалок с разных температур происходит перераспределение легирующих элементов, что и приводит к скачкам значений микротвердости.

4 Выводы

Изучена структура и фазовый состав жаропрочного хромо-никелевого сплава «никорим», а также проведен карбидный анализ исследуемого сплава. Показано:

- структура жаропрочного хромо-никелевого сплава состоит из высоконикелевого аустенита, высокохромистого карбида Cr_7C_3 , карбида титана TiC и интерметаллида Ni_3Al ;

- наличие высокохромистых карбидов обеспечивает высокую твердость исследуемого сплава, однако перераспределение легирующих элементов в результате закалки образцов приводит к скачкам значений микротвердости;

- проведенный карбидный анализ позволил выявить в структуре жаропрочного хромо-никелевого сплава σ -фазу (FeCr). Присутствие этой фазы не желательно, так как она снижает стойкость сплавов в процессе эксплуатации. Это связано с тем, что σ -фаза имеет высокую твердость, но вместе с тем она очень хрупкая.

Перечень ссылок

1. Жаропрочность стали и сплавов: справочник / [авт.-сост. Масленков С. Б.]. – М. : Metallurgia, 1975. – 175 с.
2. Шанк Ф. Структура двойных сплавов / Ф. Шанк ; [пер. с англ.]. – М. : Metallurgia, 1973. – 760 с.
3. Yukawa N., Hida M., Imara T., Kawamura Mizune V.– Met. Trans. – 1972. – Vol. 3, N 4. – P. 887–895.
4. Акимов Л. М. Выносливость жаропрочных материалов / Л. М. Акимов – М. : Metallurgia, 1981. – 203 с.
5. Структура и фазовый состав жаропрочного хромо-никелевого сплава «никорим» / [В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. М. Нестеренко, А. В. Животович] // Строительство, материаловедение, машиностроение – 2008. – С. 44–51.
6. Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран – М. : Metallurgia, 1969. – 416 с.
7. Бобро Ю. Г. Управление структурой металлической матрицы износостойких чугунов / Ю. Г. Бобро, В. И. Тихонович, А. Ю. Бобро // Процессы литья. – 1990. – Вып. 1. – С. 31–35.
8. Диаграммы состояния металлических систем тематический справочник / [сост. И. Ерошенкова и др.]. – Москва, 1978. – 308 с.

Одержано 01.12.2010

Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребеньова А.В. Закономірності формування структури хромо-нікелевого сплаву «нікорим»

Вивчено структуру, фазовий склад та микротвердість структурних складових жароміцного хромо-нікелевого сплаву «нікорим». Фазовий рентгеноструктурний аналіз виявив у структурі сплаву карбід хрому Cr_7C_3 , титану TiC та інтерметалідне з'єднання Ni_3Al . Карбідний аналіз виявив у структурі «нікориму» σ -фазу (FeCr), яка знижує жаростійкість сплаву.

Ключові слова: структура, фазовий склад, жароміцний, хромо-нікелевий сплав, карбід, інтерметалідне з'єднання.

Kutzova V., Kovzel M., Grebeneva A. Principles of Ni-Cr alloy nikorim structure formation

Structure, phase's content and microhardness of structure components in high-temperature strong nickel-chromium alloy are studied. Cr_7C_3 , TiC carbides and Ni_3Al intermetallic compound are detected with help the X-ray structure analysis. Carbide analysis exposure σ -phase (FeCr) in high-temperature strong nickel-chromium alloy structure. σ -phase (FeCr) decreases high-temperature alloys resistance.

Key words: structure, phase's content, high-temperature strong, nickel-chromium alloy, carbide, intermetallic compound.

УДК 669.295:620.18

Д. В. Ткач, канд. техн. наук Д. В. Павленко, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНА МАРКИ VT1-0 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Рассмотрены особенности структуры титана марки VT1-0, подвергнутого деформации винтовой экструзией. Отмечены особенности механизмов разрушения исследованного материала в различных структурных состояниях на основании анализа поверхности образцов и фрактограмм изломов, полученных после циклических испытаний. Установлены определенные изменения указанных элементов структуры в исходном и деформированном состоянии титановых образцов.

Ключевые слова: титан, фрактограммы изломов, винтовая экструзия.

Использование интенсивной пластической деформации (ИПД) для получения объемных материалов с высоким уровнем механических свойств на сегодняшний день является одним из наиболее активно развивающихся направлений. Это связано с тем, что такая обработка позволяет получать материалы с ультрадисперсной структурой (вплоть до наноструктурного состояния), а это, в свою очередь, ведет к повышению уровня их механических свойств [1–3 и др.].

При проектировании и производстве авиационных двигателей значительное внимание уделяется прочности при циклических нагрузках материалов, используемых для изготовления деталей газотурбинных двигателей (ГТД). Работы, посвященные исследованию влияния интенсивной пластической деформации и направленное на повышение предела выносливости, указывают на то, что предел выносливости может быть существенно повышен (в 1,5 раза и более).

Сплавы в нано- и субмикроструктурном состоянии, благодаря своим уникальным свойствам, в последнее время являются перспективными для широкого применения в технике [4]. Однако их использование и применение в области авиационного строения ограничивается рядом нерешенных на сегодняшний день вопросов. Прежде всего, это вопросы, связанные с размерными факторами в таких сплавах. Выявление механизма и роли влияния таких размерных факторов важно применительно ко всем разновидностям наноматериалов. Размерные факторы приводят к изменению механизмов разрушения и деформации [5]. Обилие поверхностей раздела, присутствие в структуре сплавов неравновесных фаз и пограничных сегрегаций, наличие микро- и макронапряжений, а также возможная пористость – все это способствует изменению механизмов деформации при различных видах нагружения.

Таким образом, для того чтобы установить, как будут вести себя материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации в изделиях под действием переменных нагрузок, необходимо установить связь между микроструктурой материала и механизмами разрушения (хотя бы на первом этапе, на основании результатов фрактографического анализа). На основании анализа характера локального разрушения материала можно оценить его способность тормозить макроразрушение во всем объеме, что является актуальным для материалов указанного класса, поскольку еще нет достаточной информации о механизме разрушения при циклических нагрузках.

Исследованию структуры и механизмов разрушения материалов в нано- и субмикроструктурном состоянии посвящены многие работы школы Р. Г. Валиева и В. В. Столярова [6–8], а также ряда других исследователей [9, 10 и др.]. Повышенный интерес к вопросу исследования механизмов разрушения мате-

риалов такого класса вызван, прежде всего, их тесной связью со структурой и свойствами [11, 12], которые, в свою очередь, формируются на этапе получения заготовок, механической, термической и отделочно-упрочняющей обработки деталей. Так как основные свойства сплавов являются, как правило, структурно-зависимыми, управляя режимами обработки на всех стадиях изготовления деталей авиационных двигателей, можно добиться требуемого сочетания механических, физических и специальных свойств. Таким образом, механизмы разрушения сплавов при различных видах нагружения могут являться критерием оптимизации технологии обработки деталей авиационных двигателей с целью обеспечения их максимальной долговечности.

Для подтверждения возможности применения методов интенсивной пластической деформации при изготовлении деталей авиационных двигателей были проведены испытания на многоцикловую (мягкий режим нагружения) и малоцикловую усталость (жесткий режим нагружения) на образцах, изготовленных из сплава ВТ1-0 с пластинчатой структурой и подвергнутых ИПД с субмикроструктурной структурой (СМК).

Поэтому основной целью исследования являлось установление основных закономерностей изменений структуры и механизмов разрушений для титанового сплава ВТ1-0 в крупнокристаллическом и субмикроструктурном состояниях.

Задачей данной работы являлось исследование микроструктуры сплавов в различных состояниях до и после деформации, а также фрактографический анализ изломов образцов, разрушившихся при циклическом нагружении.

Исследования выполняли на образцах из сплава ВТ1-0, использованных для определения ограниченного предела выносливости и долговечности [13]. Исследованные образцы находились в двух состояниях – в крупнокристаллическом (литом) и субмикроструктурном, сформированном методом интенсивной пластической деформации путем винтовой экструзии [2].

Предварительно микроструктуру образцов исследовали на оптическом микроскопе МИМ-8. Более полные исследования микроструктуры и изломов образцов проводили на растровом электронном микроскопе 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. Снятие окислов и нагара осуществляли с помощью ультразвука в ванне с керосином.

Исследование изломов выполняли для образцов, разрушившихся при напряжении, близком к пределу выносливости в случае испытаний в упругой области,

и образцов, имевших максимальную долговечность в случае испытаний в упруго-пластической области [13]. Для выявления поверхности излома выполняли статический долом образцов.

Рентгенодифрактометрический анализ образцов выполняли на дифрактометре ДРОН-3М. Снимали по 3 общим дифрактограммы для оценки кристаллографической текстуры образцов, подвергнутых деформации винтовой экструзией.

Результаты исследований и их обсуждение

Как видно из рис. 1, винтовая экструзия привела к измельчению структурных элементов. Микроструктура литого сплава VT1-0 представляла собой β -превращенные зерна размером 150...200 мкм, которые состоят из пачек параллельных α -пластин, толщина которых составила 4...10 мкм, а длина сравнима с размером первичного β -зерна (рис. 2). Интенсивная пластическая деформация оказала значительное влияние на структуру материала. Наблюдалась структура α -фазы, напоминающая пластины волнистой формы (рис. 3), что, очевидно, объясняется особенностями технологии получения данного материала. Анализ результатов металлографического исследования показал, что происходит интенсивное диспергирование структурных составляющих и формируется структура определить величину зерна, которой методами оптической микроскопии не представляется возможным.

Исследования поверхности образцов на растровом электронном микроскопе показали, что винтовая экструзия приводит к существенному измельчению структурных элементов. При этом можно наблюдать значительное количество вытянутых в определенном направлении слегка изогнутых ячеек. Ширина ячеек составляла в среднем 0,7 мкм, длина ячеек – 5–10 мкм. Внутри ячеек при большем увеличении (2500–10000 крат) можно наблюдать мелкие затемненные участки, свидетельствующие о наличии четкого поверхностного микрорельефа, появление которого обусловлено различной травимостью участков с повышенной поверхностной энергией. Следует отметить, что на рис. 3 на отдельных участках структуры при большем разрешении (10000 крат) можно наблюдать эффект «фибровой структуры» (чередующиеся светлые и темные участки), что свидетельствует о наличии определенной текстуры, возникающей в результате сложной по характеру пластической деформации (винтовой экструзии). Это предположение подтверждается и полученными результатами дифрактометрических исследований, в которых наблюдается перераспределение интенсивностей пиков дифрактограммы и некоторое повышение фона в случае образцов после винтовой экструзии (рис. 4).

Особенности структуры титана, подвергнутого винтовой экструзии, обуславливают специфический характер механизма их деформации. В поликристаллах, име-

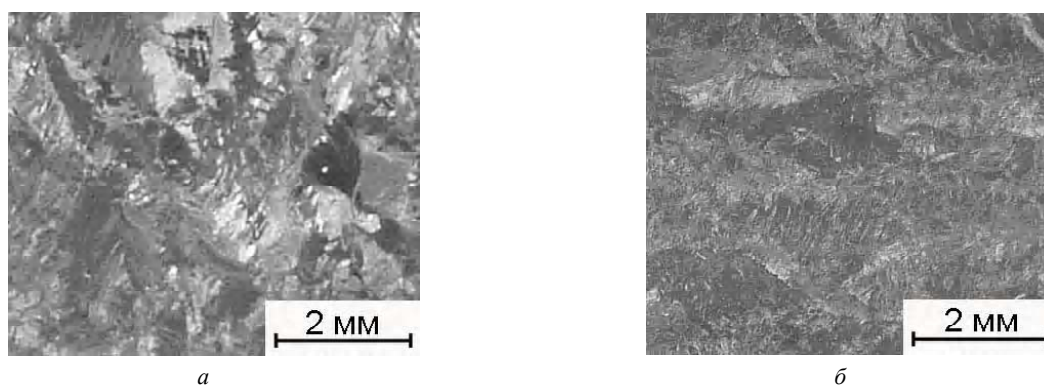


Рис. 1. Макроструктура титановых образцов в исходном состоянии (а) и после винтовой экструзии (б)

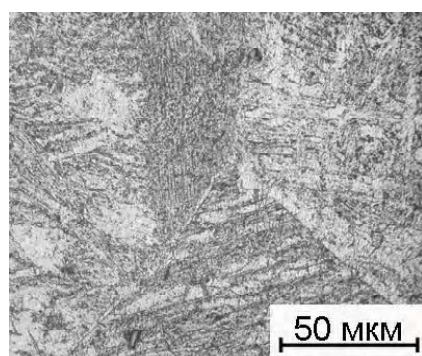


Рис. 2. Микроструктура исходного титанового сплава ($\times 500$)

ющих размеры нескольких микрометров и выше, скольжение происходит по телу зерен, и 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 с субмикро- и нанокристаллической структурой границы зерен имеют неупорядоченную структуру атомов, близкую к аморфной, и являются наиболее слабым местом. Пластическая деформация идет вдоль этих границ путем проскальзывания зерен относительно друг 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 (ниже определенной

критической величины) [14].

Топография поверхности разрушения образцов титана, подвергнутых испытаниям на малоцикловую усталость, представлена на рис. 5. После испытаний на малоцикловую усталость в исходном образце было выявлено, что трещины зарождаются на границах пластин α - фазы, а на стыках α - пластин и границ зерен трещина может ветвиться, что повышает сопротивление распространению трещины [15]. Разрушение при этом носит вязкий характер, поскольку поверхность разрушения имеет как участки отрыва, так и усталостные бороздки. Это, вероятно, связано с особенностью ориентации зерен в материале [16]. Как следует из рис. 5, *в* усталостные бороздки хорошо выражены и имеют шаг 2,41 мкм, который в среднем остается постоянным.

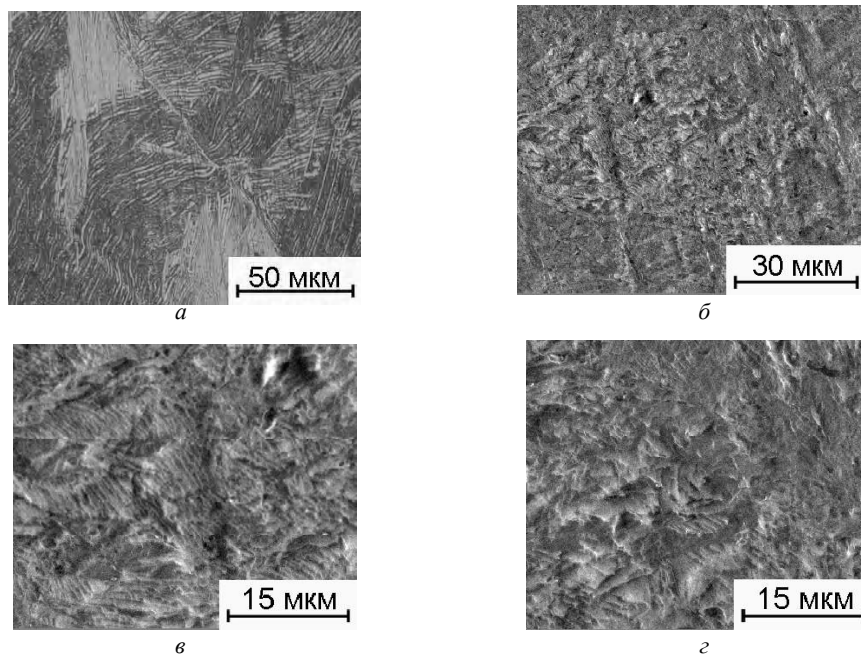


Рис. 3. Микроструктура титанового сплава VT1-0 после винтовой экструзии

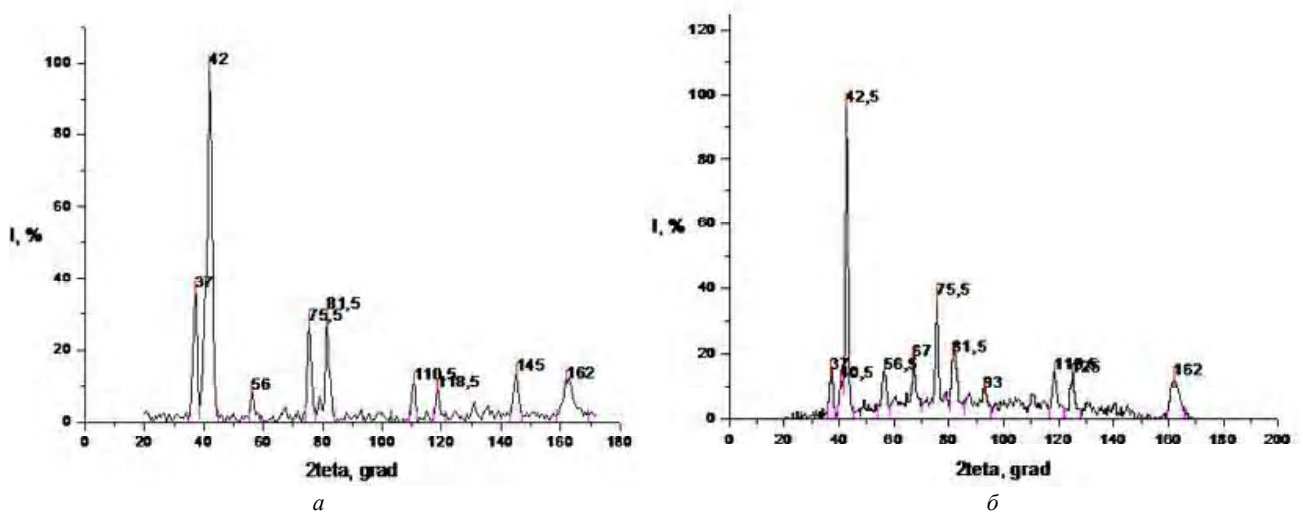


Рис. 4. Общая дифрактограмма для титанового сплава VT1-0 в крупнокристаллическом (а) и субмикроструктурном (б) состояниях

Образцы после винтовой экструзии имеют схожий характер топографии излома. Однако можно наблюдать несколько источников зарождения усталостных трещин, сливающихся в дальнейшем в одну магистральную трещину. Но при этом шаг усталостных бороздок стал меньше (в среднем 0,61 мкм), рельеф бороздок также менее выражен (рис. 5, з). На поверхности разрушения наблюдаются вторичные трещины. Разрушение также носит скорее вязкий характер. Но необходимо отметить, что количество участков отрыва здесь несколько ниже, что может быть связано с тем, что в процессе интенсивной пластической деформации в металле образовалась некоторая текстура, которая привела к ориентировке большинства зерен, вызвавшей разрушение по механизму усталости.

Поскольку топография поверхностей разрушения титановых сплавов в исходном состоянии и после винтовой экструзии в целом носит достаточно похожий характер, можно предположить, что в условиях малоциклового нагружения механизмы пластического течения в крупнозернистом и СМК титане в значительной степени одинаковы [17]. В процессе жесткого циклического нагружения внутренние напряжения в титане должны непрерывно возрастать, что приводит к локализации деформации, образованию микротрещин и в дальнейшем к разрушению вследствие исчерпания ресурсов пластичности в локальных объемах материала [17].

Фрактографические исследования усталостных изломов образцов, подвергнутых многоцикловым испытаниям, позволили выявить явные различия в топографии поверхностей разрушения. Общим является то, что изломы образцов, разрушившихся в упругой области, по характеру ближе к квазихрупкому [13]. На самих изломах наблюдаются вторичные трещины

(рис. 6). По видимому, такой характер разрушения является следствием того, что в этом случае скорость накопления микродеформации намного ниже, чем в случае малоциклового нагружения.

Исходный образец имеет гребешковый рельеф, причем гребешки веерообразно расходятся из зоны зарождения трещины. На террасах, которые перпендикулярны направлению максимального растягивающего напряжения, разделенных гребнями, наблюдаются усталостные бороздки, а на поверхности разрушения можно выявить вторичные трещины.

При исследовании поверхности разрушения образцов, подвергнутых винтовой экструзии, было выявлено, что фасетка сдвига, отвечающая 1-й стадии усталостного разрушения значительно меньше, т. к. ее размер определяется во многом размером исходного зерна и не распространяется более чем на несколько зерен (2–5) [16]. Размер топографических элементов несколько меньше, чем у исходного образца. При этом наблюдается неоднородность структурных элементов: менее выражен гребнеподобный рельеф, рельеф усталостных бороздок выражен также слабо, что может быть свидетельством низкой скорости распространения трещины. Наблюдаются вторичные трещины. Направление распространения трещины при малых увеличениях хорошо заметно, но при больших увеличениях видно, что трещина часто меняет траекторию своего движения. Можно предположить, что в данном случае разрушение происходит по границам как отдельных зерен так и их скоплений. Таким образом, распространение усталостной трещины в титане после винтовой экструзии проходит по межзеренному механизму вследствие наличия значительной доли границ зерен и плотности дефектов в объеме всего материала [18].

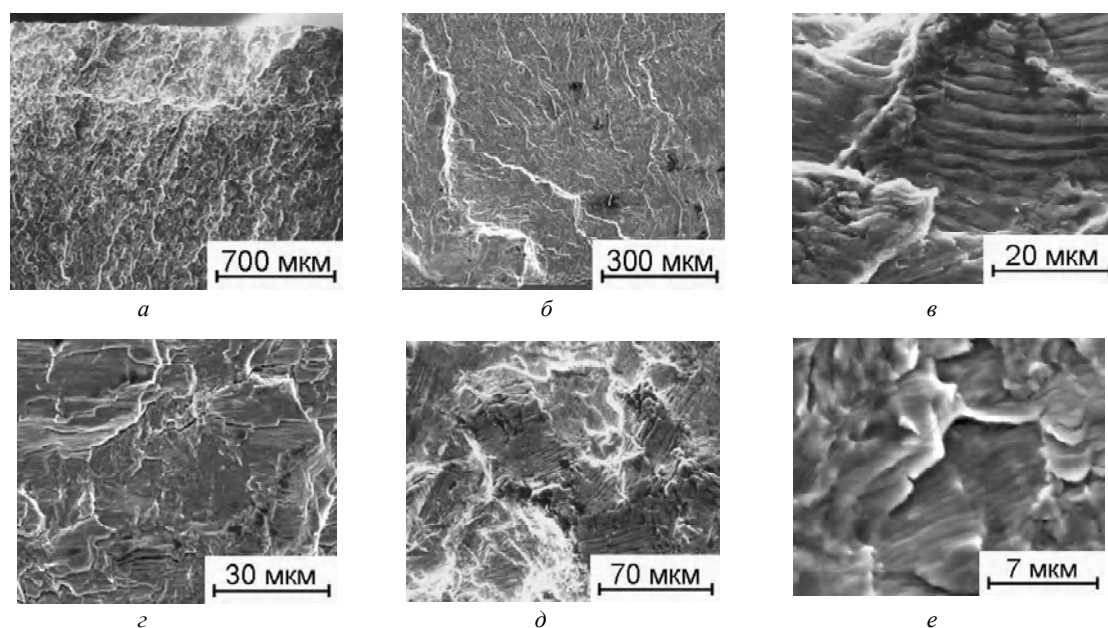


Рис. 5. Топография поверхностей разрушения образцов ВТ1-0 в исходном состоянии (а, в, д) и после винтовой экструзии (б, з, е) после испытаний на малоцикловую усталость

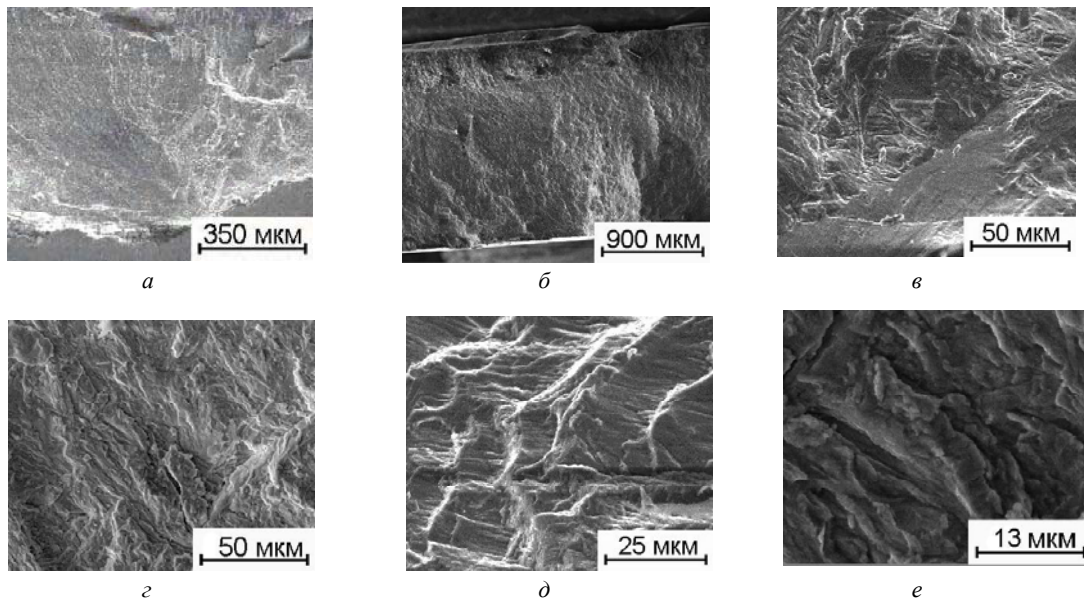


Рис. 6. Топографія поверхностей руйнування образців ВТ1-0 в исходному стані (*a* ($\times 75$), *в* ($\times 500$), *д* ($\times 1000$)) і після винтової екструзії (*б*, *г*, *е*) після испытаній на багатоциклову усталість

Можно предположить, что напряжения при циклических нагрузках локализуются и приводят к появлению полос сдвига и образованию трещин вдоль них. Эти полосы играют двоякую роль: с одной стороны, они являются зародышами разрушения, локализирующими разрушение и деформацию, с другой стороны, их появление способствует релаксационным процессам. Было выявлено, что разрушение титана ВТ1-0 в исходном (крупнокристаллическом) и деформированном (СМК) состояниях происходит вследствие распространения магистральной трещины.

Очевидно, что границы зерен СМК титана играют важную роль в процессах, происходящих в материале при циклических нагрузках. Такая структура приводит к повышению долговечности образцов в СМК состоянии по сравнению с исходными крупнокристаллическими. Но необходимо учитывать, что столь интенсивная пластическая деформация приводит и к значительному увеличению энергии границ зерен, что, в свою очередь, ведет к облегчению образования микротрещин вследствие скопления дефектов у границ зерен. Таким образом, в исследованных материалах границы зерен являются источниками разрушения, поскольку именно на границах зерен зарождаются и развиваются микротрещины.

Наблюдение за процессом образования трещин показало, что зарождение первичных трещин в субмикрокристаллических материалах происходит значительно позже, что является следствием предварительного формирования развитой субзеренной структуры и увеличения общей протяженности зернограницных поверхностей, т. е. является результатом формирования менее дефектной структуры по сравнению с крупнокристаллической.

Выводы

Исследования микроструктуры образцов в исходном и деформированном состоянии показали, что винтовая экструзия приводит к значительному измельчению структурных элементов и формированию определенной кристаллографической текстуры, что подтверждается дифрактометрическими исследованиями. Это приводит к некоторым изменениям в механизмах разрушения указанных материалов. Причем, в случае малоциклового усталости механизмы разрушения образцов в крупнокристаллическом и субмикрокристаллическом состояниях имеют схожий характер, в отличие от многоциклового усталости, где механизмы различаются более значительно.

На начальных стадиях циклических испытаний проходит микропластическая деформация, которая заключается в зарождении и движении свежих дислокаций. Образование СМК структуры приводит к снижению эффективности действия источников дислокаций и снижению эффективности релаксации концентраторов напряжений за их счет. Это приводит к тому, что на определенном этапе в материале на границах зерен возникают дефекты с размерами порядка размеров элементов СМК структуры, и тогда для релаксации накопившейся энергии возникают трещины. Особенностью полученного винтовой экструзией титана ВТ1-0 является наличие определенной кристаллографической текстуры, к тому же решетка титана (ГПУ) сама по себе характеризуется определенной анизотропией свойств, что, скорее всего, и приводит к тому, что зародившаяся крупная трещина перерождается в магистральную. Быстрое развитие магистральной трещины вдоль границы раздела может обуславливаться повышенной энергией границ зерен [19].

Перечень ссылок

1. Валиев Р. З. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформации / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – М. : Логос, 2000. – 272 с.
2. Бейгельзимер Я. Е. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Орлов Д. В. – Донецк : Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.
3. Деформационное поведение и механические свойства ультрамелкодисперсного титана, полученного методом равноканального углового прессования / [Дударев Е. Ф., Грабовецкая Г. П., Колобок Ю. Р. и др.] // *Металлы*. – 2003 – С. 87–95.
4. Валиев Р. З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации / Р. З. Валиев // *Российские нанотехнологии*. – 2006. – Т 1. – № 1–2. – С. 208–216.
5. Андриевский Р. А. Основные проблемы наноструктурного материаловедения / Р. А. Андриевский // *Нанотехнологии : наука и производство*. – 2009. – № 2(3). – С. 3–6.
6. Latysh V. V. Mechanical properties of nano structured titanium alloys processed using severe plastic deformation / V. V. Latysh, R. Z. Valiev, Y. T. Zhu // *Proceedings of Ti*. – 2004. – P. 65–82.
7. Micro structure and Properties of Pure Ti Processed by ECAP and Cold Extrusion Mater / [V. V. Stolyarov, Y. T. Zhu, T.C. Lowe, R. Z. Valiev] // *Set Eng.*, A303. – 2001. – P. 82–89.
8. Fatigue Behaviour of CP Nano structured Titanium Processed by Severe Plastic Deformation / [V. V. Stolyarov, I. V. Alexandrov, Yu. R. Kolopov etc.] // *Proceedings of the Seventh International Fatigue Congress, Beijing China*. Edited by X.R. Wu and Z.G. Zhang. Higher Education Press. – 1999. – P. 247–252.
9. Micro structural Evolution, Microhardness and Thermal Stability of HPT-Processed Cu / [H. Jiang, Y.T. Zhu, DP. Butt etc.] // *Mater. Sci. Eng.*, A290. – 2000. – P. 128–138.
10. Y. T. Zhu and J. Huang Properties and Nano structures of Materials Processed by SPD techniques // *Ultrafine Grained Materials II*, edited by Y. T. Zhu, T. G. Langdon, R. S. Mishra, S.L. Semiatin, M.J. Saran, and T.C. Lowe. TMS. – 2002. – P. 331–340.
11. Полянский В. М. Оценка хрупкости титановых сплавов по механическим свойствам и рельефу поверхности излома / В. М. Полянский, В. Ю. Кпяцкина, М. И. Силис // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2003. – № 2. – С. 20–23.
12. Deformation behavior of ultrafine-grained titanium / [D. Jia, Y. M. Wang, K. T. Ramesh etc.] // *Applied Physics Letter*, 19. – 2001. – P. 611–613.
13. Павленко Д. В. Деформационное поведение и выносливость сплава BT1-0 с субмикроструктурной структурой / Д. В. Павленко, Д. В. Ткач В. Л. Грешта // *Вестник двигателестроения*. – 2011. – № 1. – С. 125–131.
14. Мильман Ю. В. Механическое поведение нанокристаллических и наноквазикристаллических материалов / Ю. В. Мильман // *Нанотехнологии : наука и производство* 2(3). – 2009 – 17 с.
15. Иванова В. С. Количественная фрактография. Усталостное разрушение / В. С. Иванова, А. А. Шанявский. – Челябинск : *Металлургия*, 1988. – 400 с.
16. Фрактография и атлас фрактограмм : справ. изд. ; [пер. с англ.] / [под ред. Дж. Феллоуза]. – М. : *Металлургия*, 1982. – 488 с.
17. Виноградов А. Ю. Усталость ультрадисперсных материалов, полученных равноканальным прессованием / Виноградов А. Ю., Хасимито С. // *Металлы*. – № 1. – 2004. – С. 51–61.
18. Терентьев В. Ф. Циклическая прочность субмикро- и нанокристаллических металлов и сплавов (обзор) // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2010. – № 1. – С. 8–24.
19. Шаркеев Ю. Н. Закономерности формирования субмикроструктур в титане, подвергнутом интенсивному пластическому деформированию по различным схемам / Ю. Н. Шаркеев, В. А. Кукареко, А. Ю. Ерошенко, В. И. Копылов, А. Д. Братчиков и др. // *Физическая мезомеханика. Спец. вып.* – 2006. – № 9. – С. 129–132.

Одержано 27.12.2010

Ткач Д.В., Павленко Д.В., Ольшанецкий В.Ю. Особенности структуры и руйнування титану марки BT1-0 у субмікроструктурному стані при циклічному навантаженні

Розглянуто особливості структури титану марки BT1-0 після деформації гвинтовою екструзією. Відмічено особливості механізмів руйнування досліджуваного матеріалу в різних структурних станах на основі аналізу поверхні зразків та фрактограм зламів, що були отримані після циклічних випробувань. Встановлено відповідні зміни вказаних елементів структури у вихідному та деформованому стані титанових зразків.

Ключові слова: титан, фрактограми зламів, гвинтова екструзія.

Tkach D., Pavlenko D., Ol'shanetskiy V. The features of titan BT1-0 structure and destruction in submicrocrystal state at cyclic loading

The features of titan structure are in-process considered BT1-0, exposed to deformation by spiral extrusion are studied. The features of destruction mechanisms of investigated material are marked in the different structural states on the basis of surface analysis of standards and fractures, received after cyclic tests. The certain changes of indicated elements of structure are set in the initial and deformed state of titanic standards.

Key words: titan, fractures, screw extrusion.