

Сопротивление усталости $(\alpha + \beta)$ -титанового сплава класса Ti-6Al-4V, полученного методом электронно-лучевого осаждения в вакууме из паровой фазы

О. Н. Герасимчук^а, Г. А. Сергиенко^б, В. И. Бондарчук^б, А. В. Теруков^б,
Ю. С. Налимов^а, Б. А. Грязнов^а

^а Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

^б Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина

Представлены результаты испытаний на усталость $(\alpha + \beta)$ -титанового сплава Ti-6Al-4V в виде двухслойных гладких образцов (первый слой – конденсат, полученный методом электронно-лучевого осаждения в вакууме из паровой фазы, второй слой – подложка из стандартного листового материала того же типа) и образцов конденсата. Установлено, что наличие в конденсате дефектов осаждения типа капель снижает предел выносливости материала примерно в 1,5 раза по сравнению с таковым в бездефектном. Показано, что при отсутствии капель предел выносливости конденсата не ниже, чем материала подложки. Проанализированы микроструктура, текстура и поверхности разрушения исследуемых материалов, на основании чего с помощью подходов линейной механики разрушения рассчитаны пределы выносливости бездефектного конденсата и материала подложки. Получено хорошее совпадение расчетных данных с экспериментальными.

Ключевые слова: усталость, предел выносливости, трещина усталости, титановый сплав, конденсат, капли, микроструктура, текстура.

Введение. Метод электронно-лучевого осаждения в вакууме из паровой фазы (EB PVD) относится к современным способам получения самых разных материалов [1]. По сравнению с традиционными технологиями он обладает рядом преимуществ, позволяющих создавать материалы с уникальными характеристиками. Так, с его помощью можно получать слоистые и градиентные (с изменяющимся химическим составом и микроструктурой) покрытия, материалы с контролируемой пористостью, сплавы с химическим составом, который нельзя получить с использованием большинства стандартных технологий, а также материалы с особой контролируемой структурой [1, 2]. Все это дает основание внедрить данную технологию при производстве материалов для современной техники, создании покрытий на готовых изделиях с целью улучшения их характеристик.

В то же время технологии EB PVD, как практически и любой другой, присущи некоторые недостатки. С точки зрения структуры материала, полученного данным методом, к наиболее распространенным дефектам относятся капли. Они возникают в результате градиента температуры в направлении нормали к поверхности жидкой ванны и представляют собой затвердевшие микрокапли, которые, покинув поверхность расплава, достигли подложки [1]. Будучи инородными включениями с отличающимся от окружающего материала структурой, а зачастую и химическим составом, микрокапли служат концентраторами напряжений, негативно влияя на механические свойства EB PVD конденсата.

Титановые сплавы являются важным конструкционным материалом, широко используемым в современной технике. Однако к настоящему времени существует небольшое количество работ, посвященных проблеме получения этих сплавов методом EB PVD [3, 4]. Еще менее исследованы механические свойства осажденных указанным методом титана и его сплавов, влияние на них структуры и дефектов. Цель настоящей работы заключалась в определении характеристик сопротивления усталости сплава Ti-6Al-4V, осажденного методом EB PVD, и выяснении влияния присущих данной технологии структурных дефектов (микрокапель) на его поведение при циклическом нагружении.

Материалы и методики исследования. Покрытие из титанового сплава по методу EB PVD получали осаждением на плоские подложки из сплава Ti-6Al-4V. Перед напылением поверхность подложки шлифовали. В качестве испаряемого материала использовали пруток аналогичного сплава производства фирмы ТИМЕТ.

Микроструктуру сплава изучали с помощью оптической микроскопии, кристаллографическую текстуру – рентгенографическим методом на установке “ДРОН-3” со специализированным гониометром, разработанным в Институте металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины. Фрактографические исследования проводили на растровом электронном микроскопе “CamScan”.

Характеристики сопротивления усталости исследовали экспериментально по методике, подробно описанной в работе [5]. Плоские консольные образцы толщиной 1 мм и шириной 5 мм в рабочем сечении испытывали при поперечном изгибе на электродинамическом вибростенде ВЭДС-400А в режиме резонансных поперечных колебаний. Критерием разрушения образца служило падение частоты на 1% по сравнению с начальным резонансным значением, что соответствовало возникновению в рабочем сечении испытуемого образца поверхностной макротрещины глубиной до 0,5 мм. Вид образцов и экспериментально определенная эпюра напряжений от изгиба представлены на рис. 1. Поверхность образцов перед испытаниями механически полировали, острые кромки скругляли ($r \approx 0,5$ мм) с целью удаления концентраторов напряжений. На усталость испытывали три типа образцов: 1) из конденсата; 2) из материала подложки (стандартный листовой Ti-6Al-4V); 3) композитные, из материала подложки с нанесенным на одну сторону слоем конденсата толщиной 300...700 мкм. Отметим, что в процессе тензометрической тарировки образцов не обнаружено различия между модулями упругости материала подложки и конденсата.

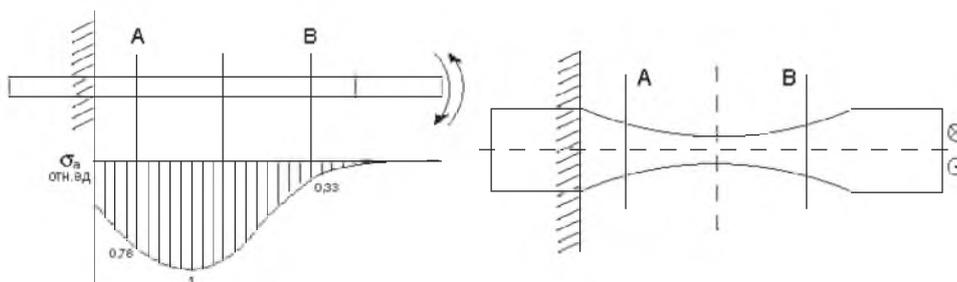


Рис. 1. Схема нагружения, эпюра напряжений и форма образца для испытаний на усталость (A, B – диапазон мест разрушения по длине образца).

Результаты и их обсуждение. Микроструктура полученных методом EB PVD композитных образцов представлена на рис. 2. Очевидно, что микроструктуры конденсата и подложки существенно различаются. Для подложки характерна бимодальная микроструктура, сформированная в результате предыдущей термомеханической обработки – первичные, несколько вытянутые в направлении прокатки зерна α -фазы со средними размерами примерно 10×20 мкм разделены участками β -фазы, в которой наблюдаются пластины вторичной α -фазы. Конденсат состоит из игольчатых α -зерен (3–4 мкм в поперечнике и 10–15 мкм вдоль длинной оси), вытянутых в направлении роста, с прослойками β -фазы между ними. Микрокапля осела на подложку в самом начале напыления, в результате чего поверхность конденсации поднялась над ней и образовался выступ на внешней поверхности конденсата. Видны две характерные особенности: сквозная “колонна” из более крупных зерен по сравнению с основным объемом конденсата, выросшая на микрокапле, и пористость вокруг этой колонны вблизи ее начала, вызванная эффектом “лидера роста” микрокапель [1]. Формирование крупных зерен за микрокаплей вызвано, по-видимому, повышенной температурой конденсации на поверхностном выступе. (Далее для микрокапли с сопутствующими колоннами примем название капли.) Светлые полосы на снимках соответствуют слоям конденсата, обогащенным алюминием.

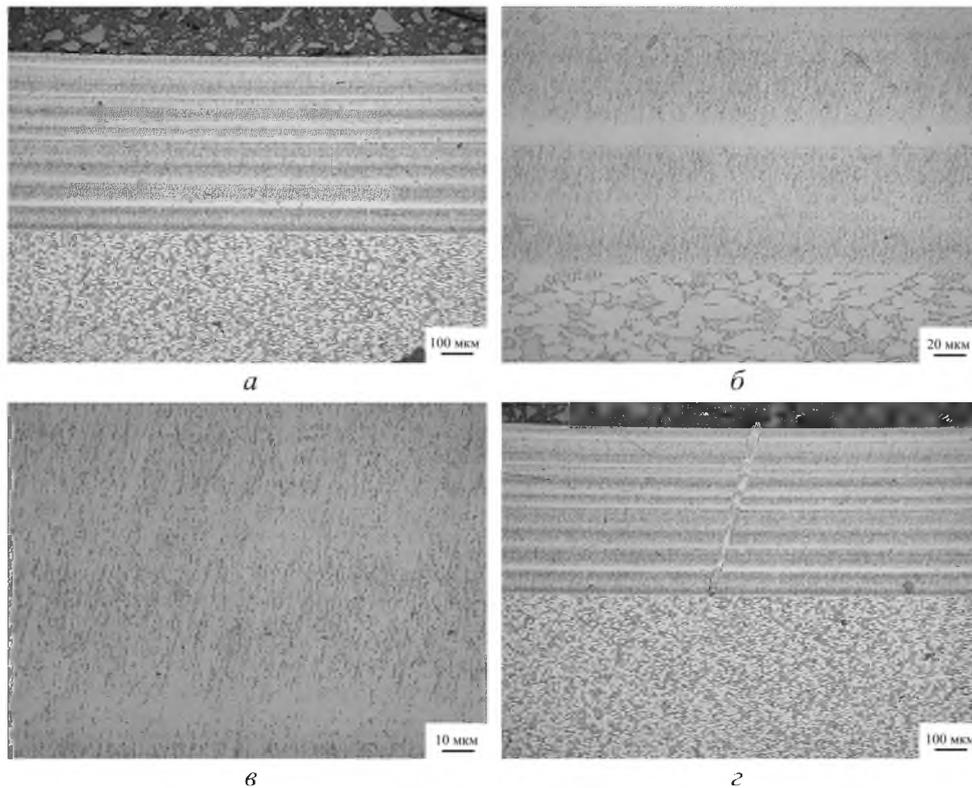


Рис. 2. Микроструктура композитных образцов, полученных методом EB PVD: *а* – общий вид (внизу подложка, сверху конденсат); *б* – граница подложка–конденсат; *в* – микроструктура конденсата; *г* – микрокапля в конденсате, осажденная в самом начале процесса напыления (видны выросшая на ней сквозная колонна и выступ на внешней поверхности).

Предел многоциклового выносливости σ_{-1} определяли на базе 10^7 цикл. С целью получения дополнительной информации образцы, не разрушившиеся на базе испытаний, повторно испытывали на более высоких уровнях нагрузки. Результаты испытаний на усталость 30 композитных образцов приведены на рис. 3. Образцы, не разрушившиеся при 10^7 цикл, представлены двумя значениями амплитуды напряжений: максимальная амплитуда напряжений и напряжение в месте разрушения при повторном испытании (рис. 1). Видно, что экспериментальные точки могут быть разделены на две группы, аппроксимируемые кривыми с пределом выносливости около 500 и 300 МПа соответственно.

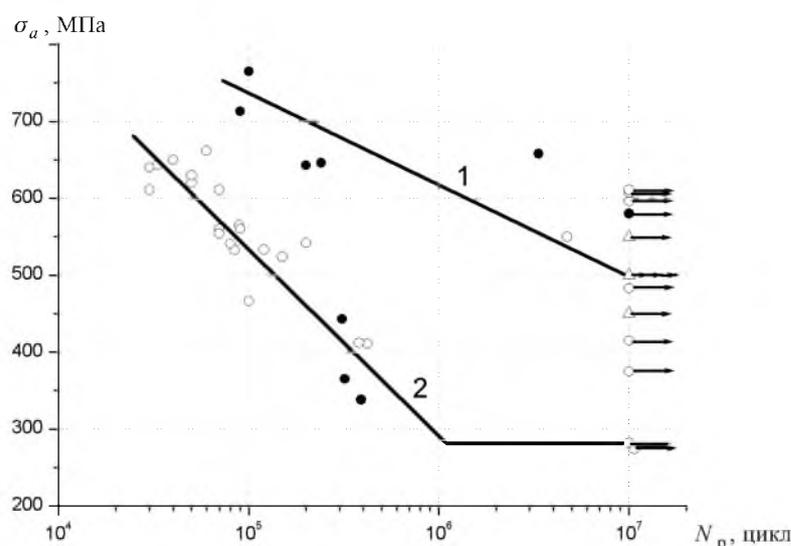


Рис. 3. Результаты испытаний на усталость композитных образцов: 1 – крупные капли в рабочем сечении образцов отсутствовали; 2 – разрушение началось с крупных капель в сечении (○ – напряжение в месте разрушения; ● – напряжение в месте разрушения, повторные испытания; △ – максимальное значение амплитуды напряжений).

Для выяснения причин такого разброса и определения микроструктурных факторов, ответственных за образование в образцах трещин критического размера, были проведены фрактографические исследования. Установлено, что в образцах второй группы критическая трещина зарождалась в конденсате, в месте выхода относительно крупных капель на поверхность образца (рис. 4). В то же время почти все образцы первой группы разрушались со стороны подложки, и на изломах не обнаружено следов капель (рис. 5). Данные фрактографических исследований позволяют предположить, что в образцах данной группы критическая трещина зарождалась в выходящих на поверхность крупных частицах первичной α -фазы.

Для более полного анализа влияния дефектов типа капель на характеристики сопротивления усталости исследуемого сплава испытывали образцы конденсата с высоким содержанием капель, стандартного Ti–6Al–4V (подложка) и композитного материала с низким содержанием капель в конденсате (рис. 6). Как показали фрактографические исследования, во всех образцах конденсата критические трещины зарождались в месте выхода

крупной капли на поверхность (рис. 7). Предел выносливости конденсата близок к 300 МПа, что хорошо согласуется с описанными выше результатами, полученными для содержащих капли композитных образцов. В то же время предел выносливости композитных образцов, содержащих небольшое количество капель, как и материала подложки, близок к 500 МПа, что также соответствует результатам, полученным для композитных образцов без крупных капель в рабочем сечении.

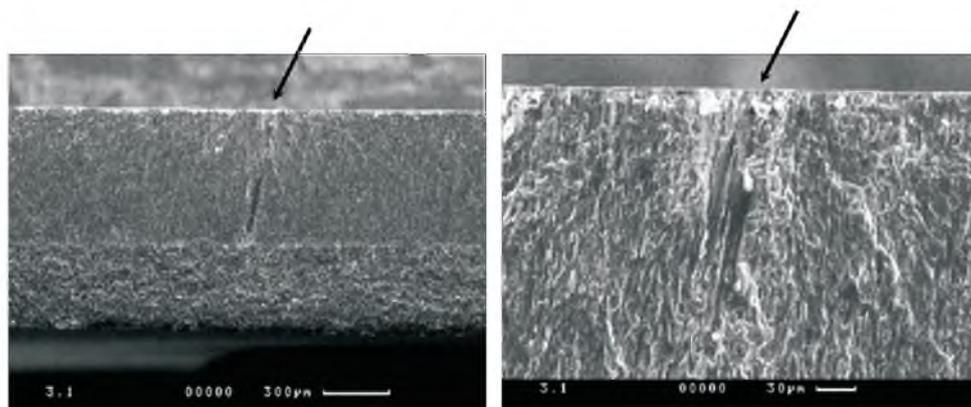


Рис. 4. Поверхность разрушения композитного образца (на рис. 3 кривая 2). (Конденсат вверху, подложка внизу, стрелками указано место зарождения критической трещины (выход капли на поверхность конденсата).)

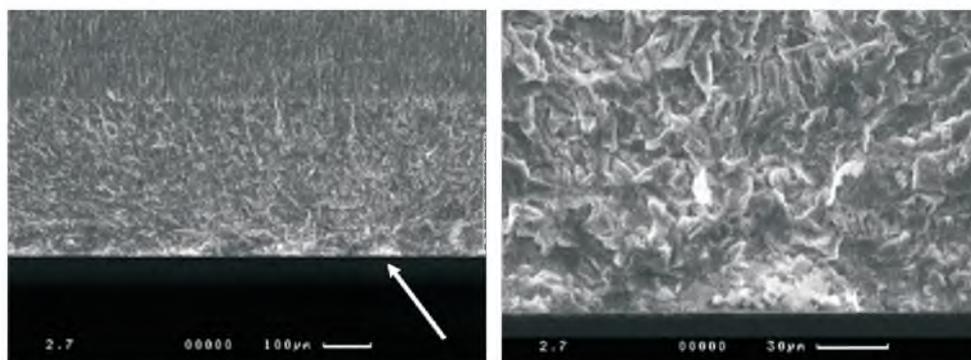


Рис. 5. Поверхность разрушения композитного образца (на рис. 3 кривая 1). (Конденсат вверху, подложка внизу, стрелкой указано место зарождения критической трещины (подложка).)

Фрактографический анализ свидетельствует об отсутствии корреляции между геометрическими параметрами капли (диаметр, глубина) и характеристиками усталости. Практически все капли имели различные размеры и конфигурацию (ср., например, рис. 4 и 7). Эта проблема требует дальнейшего более глубокого изучения влияния дефектов типа капель на характеристики сопротивления усталости.

Полученные результаты также проанализированы с точки зрения линейной механики разрушения с помощью подходов, описанных ранее [6, 7].

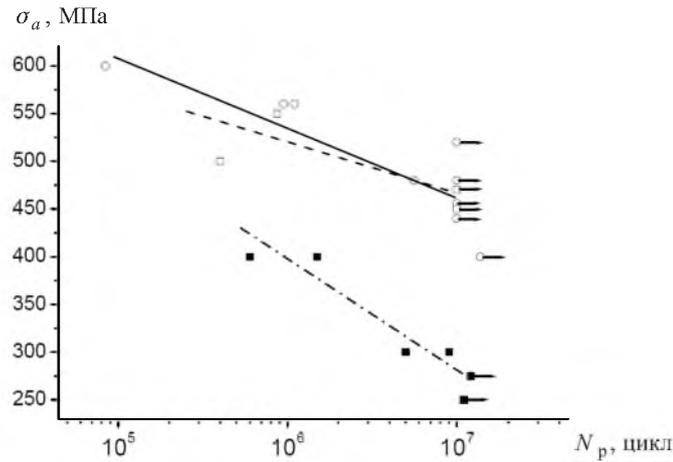


Рис. 6. Результаты испытаний на усталость конденсата (■), стандартного Ti-6Al-4V (□) и композитного (○) материалов.

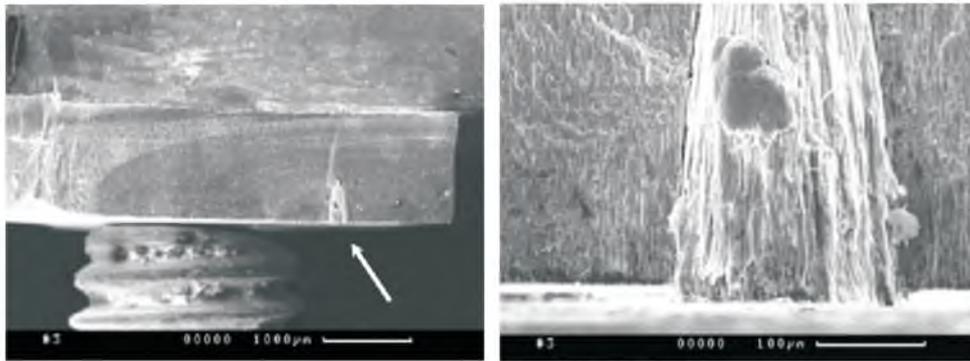


Рис. 7. Поверхность разрушения образца конденсата (направление конденсации – сверху вниз, стрелкой указано место зарождения критической трещины (капля)).

Пределы выносливости бездефектного конденсата и материала подложки вычисляли по зависимости

$$\sigma_{-1} = \frac{\Delta K_{th\,eff}}{Y\sqrt{d}},$$

где σ_{-1} – предел выносливости при изгибе; $\Delta K_{th\,eff}$ – эффективный размах порогового коэффициента интенсивности напряжений (КИН), который приближенно может быть определен как $\Delta K_{th\,eff} = BE$; $B \approx 1,6 \cdot 10^{-5} \text{ м}^{-1/2}$ – коэффициент пропорциональности; E – модуль упругости (для сплава Ti-6Al-4V равен $1,25 \cdot 10^5$ МПа); Y – функция, учитывающая геометрические размеры трещины и образца, а также условия нагружения ($Y \approx 1,99$); d – размер структурного параметра (средний размер элемента структуры, ответственного за циклическую прочность данного материала). Результаты расчетов в сравнении с экспериментальными данными представлены в таблице.

Сравнение экспериментально определенных и рассчитанных по приведенной выше формуле пределов выносливости сплава Ti-6Al-4V

Материал	d , мкм	$\sigma_{-1}^{\text{эксп}}$, МПа	$\sigma_{-1}^{\text{рас}}$, МПа	Δ , %
Бездефектный конденсат	3...4	600...500	580...502	~ 2
Подложка	10	500	318	36

Расчетные значения предела выносливости хорошо согласуются с экспериментальными для бездефектного конденсата и дают удовлетворительную, но заниженную оценку для материала подложки. Такое расхождение можно объяснить следующим образом. Для расчета размер структурного параметра принимали равным среднему размеру малой оси частиц α -фазы. Выше отмечалось, что трещины усталости зарождались именно в частицах α -фазы (рис. 5). По-видимому, это связано со сравнительно высокими амплитудами напряжений, при которых испытывали образцы. Известны данные, свидетельствующие о зависимости механизма усталостного разрушения ($\alpha + \beta$)-титановых сплавов с бимодальной микроструктурой от уровня напряжений [8]. При достаточно высоких напряжениях (в данном случае испытывали образцы, разрушившиеся со стороны подложки) в крупных зернах α -фазы развивается интенсивное скольжение дислокаций и образуются микротрещины. При более низких напряжениях (вблизи предела выносливости) большую роль играет различие между химическим составом первичной и вторичной α -фазы. Как известно, выделившиеся в β -фазе пластины обеднены алюминием по сравнению с пластинами первичной α -фазы [9]. Поэтому прочность первичной α -фазы несколько выше, и при низких напряжениях дислокационное скольжение в ней подавляется, развиваясь главным образом в колониях пластин вторичной α -фазы (они были дисперснее частиц первичной α -фазы, рис. 2), где и зарождаются микротрещины при напряжениях, близких к пределу выносливости.

В отличие от материала подложки структура конденсата содержит частицы α -фазы примерно одинакового размера. Поэтому при расчете σ_{-1} по среднему размеру частиц получено более точное совпадение с экспериментальным значением предела выносливости бездефектного конденсата.

Полученные результаты показали, что циклическая прочность конденсата, несмотря на меньшее содержание алюминия (~ 5 мас.%), при отсутствии дефектов типа капель не ниже таковой материала подложки, что обусловлено двумя факторами. Во-первых, микроструктура конденсата намного дисперснее (рис. 2) и, во-вторых, имеет место влияние кристаллографической текстуры. Как правило, осажденные из паровой фазы металлы и сплавы характеризуются сильной текстурой [10]. На рис. 8 представлены центральные области полюсных фигур для базисной плоскости α -фазы стандартного материала Ti-6Al-4V и конденсата. Листовой материал Ti-6Al-4V имеет типичную текстуру деформации в ($\alpha + \beta$)-области: базисные плоскости ориентированы преимущественно под углами 30–45° к плоскости деформации. Текстура осажденного материала иная: подавляющее большинство кристаллитов ориентировано так, что базисная плоскость перпендикулярна направлению конденсации. Некоторое смещение оси текстуры из центра полюсной фигуры обусловлено тем, что образец вырезан из боковой

части конденсата, т.е. направление роста составляло небольшой угол с нормалью к подложке. Как известно, величина предела текучести α -титана существенно зависит от его преимущественной ориентации: если угол между растягивающим напряжением и кристаллографической осью равен нулю, величина максимальна, при угле около 45° она постепенно понижается до минимума и с ростом угла до 90° вновь увеличивается [9]. При используемой схеме переменного нагружения кристаллиты конденсата в основном располагаются при угле 90° , в то время как большая часть зерен подложки – при угле, близком к 45° . Во многих случаях предел многоциклового выносливости металлов и сплавов пропорционален пределу текучести. Следовательно, очень острая текстура конденсации также может приводить к повышению предела выносливости бездефектного конденсата по сравнению с использованным стандартным материалом Ti-6Al-4V, нивелируя недостаток алюминия в конденсате.

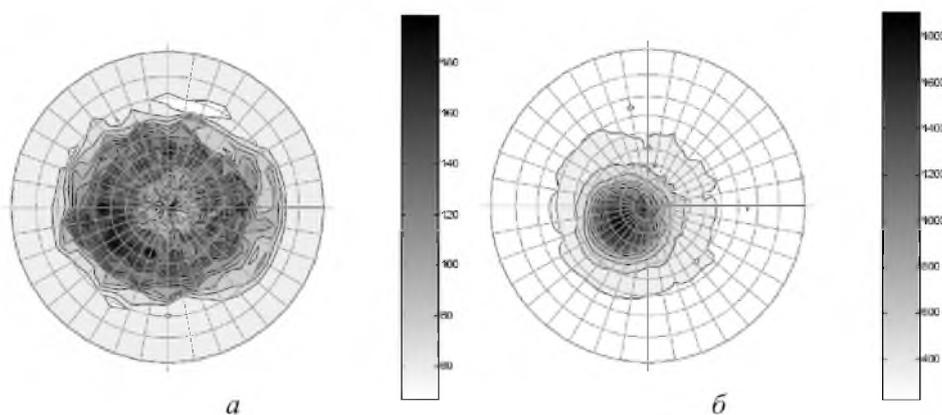


Рис. 8. Полусные фигуры $(0002)_\alpha$ для стандартного материала Ti-6Al-4V (а) и конденсата (б): а, б – плоскость образцов для механических испытаний параллельна плоскости рисунка, б – направление конденсации перпендикулярно плоскости рисунка.

Выводы

1. Дефекты типа капель, будучи эффективными концентраторами напряжений, оказывают негативное влияние на характеристики усталости конденсата сплава Ti-6Al-4V, понижая предел выносливости примерно в 1,5 раза по сравнению с таковым аналогичного бездефектного материала.
2. При отсутствии капель предел выносливости конденсата не ниже, чем стандартного листового сплава Ti-6Al-4V.
3. Корреляция между геометрическими размерами капель и характеристиками сопротивления усталости конденсата не выявлена.
4. Более высокая циклическая прочность бездефектного конденсата Ti-6Al-4V по сравнению с таковой стандартного листового сплава аналогичного химического состава объясняется дисперсностью микроструктуры и наличием текстуры осаждения в первом материале в отличие от второго.
5. Расчет предела выносливости исследуемых материалов с позиций линейной механики разрушения показал удовлетворительное согласование с экспериментальными результатами.

Резюме

Наведено результати випробувань на втому ($\alpha + \beta$)-титанового сплаву Ti-6Al-4V у вигляді двошарових гладких зразків (перший шар – конденсат, отриманий методом електронно-променевого осадження у вакуумі з парової фази, другий шар – підкладка зі стандартного листового матеріалу такого ж типу) і зразків конденсату. Установлено, що наявність у конденсаті дефектів осадження типу крапель призводить до зменшення границі витривалості матеріалу приблизно в 1,5 раза в порівнянні з такою у бездефектному. Показано, що границя витривалості конденсату без крапель не нижче, ніж матеріалу підкладки. Проаналізовано мікроструктуру, текстуру та поверхні руйнування досліджених матеріалів, на основі чого з використанням методів лінійної механіки руйнування розраховано границі витривалості бездефектного конденсату і матеріалу підкладки. Отримано хорошу збіжність розрахункових даних з експериментальними.

1. Шиллер З., Гайзиг У., Панцер З. Электронно-лучевая технология. – М.: Энергия, 1980. – 528 с.
2. Мовчан Б. А. Неорганические материалы, осаждаемые из паровой фазы в вакууме // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя. – Киев: Наук. думка, 1998. – С. 318 – 332.
3. Bunshah R. F. and Juntz R. S. EB BVD of commercially pure titanium // Met. Trans. – 1973. – 4, No. 1. – P. 21 – 28.
4. Smith H. R., Kennedy K., and Boericke F. S. Metallurgical characteristics of titanium-alloy foil prepared by electron beam evaporation // J. Vac. Sci. Technol. – 1970. – 7, No. 6. – P. 48 – 51.
5. Троценко В. Т., Грязнов Б. А., Налимов Ю. С. и др. Сопротивление усталости и циклическая трещиностойкость титанового сплава ВТ3-1 в различных структурных состояниях. Сообщ. 1. Методика исследования и экспериментальные результаты // Пробл. прочности. – 1995. – № 5-6. – С. 3 – 11.
6. Троценко В. Т., Грязнов Б. А., Налимов Ю. С. и др. Сопротивление усталости и циклическая трещиностойкость титанового сплава ВТ3-1 в различных структурных состояниях. Сообщ. 2. Методика учета влияния структуры на предел выносливости // Там же. – С. 12 – 17.
7. Ивасишин О. М., Бондарева К. А., Бондарчук В. И. и др. Сопротивление усталости сплава Ti-6Al-4V, полученного методом порошковой металлургии // Там же. – 2004. – № 3. – С. 5 – 13.
8. Albrecht J. and Lütjering G. Microstructure and mechanical properties of titanium alloys // Titanium'99: Science and Technology, CRISM "Prometey". – 2000. – 1. – P. 363 – 374.
9. Lütjering G. and Williams J. C. Titanium. – Springer, 2003. – 364 p.
10. Мовчан Б. А., Малашиенко И. С. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. – Киев: Наук. думка, 1983. – 297 с.

Поступила 23. 05. 2005