

Прогнозирование усталостной долговечности титановых сплавов с учетом влияния технологических факторов

О. Н. Герасимчук^а, О. В. Кононученко^а, Е. М. Герасимчук^б, В. И. Бондарчук^б

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

^б Национальный технический университет Украины “Киевский политехнический институт”, Киев, Украина

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

Предложена модель прогнозирования усталостной долговечности с учетом концентрации напряжений и микроструктуры материала. Расчеты по предлагаемой модели сравнивали с результатами испытаний на усталость образцов из конденсата сплава Ti-6Al-4V, полученного методом EB-PVD.

Ключевые слова: модель прогнозирования усталостной долговечности, концентрация напряжений, микроструктура материала.

Введение. В работе [1] была представлена модель расчета долговечности до инициирования усталостной трещины при регулярной симметричной одноосной многоцикловой нагрузке гладких образцов. Модель применима для материалов, в которых усталостная трещина зарождается вдоль устойчивой полосы скольжения в поверхностном зерне. Модель была получена в результате усовершенствования модели Чана [2], она позволяет рассчитывать усталостную долговечность N_d до инициирования микроструктурно короткой трещины (МКТ) глубиной в один размер зерна d по результатам испытаний на кратковременное растяжение и анализа микроструктуры исходного материала. Модель [1] имеет вид

$$N_d = \beta^2 / (\sigma_a - \sigma_{-1})^2. \quad (1)$$

Здесь

$$\beta = 80 \frac{EM\zeta}{(1+\mu)^3 \sqrt{\pi(1-\mu)}}, \quad (2)$$

где ζ – параметр разориентировки,

$$\zeta = \left(\frac{Y}{2} \sqrt{S_1^2 + S_2^2} - 1 \right)^2; \quad (3)$$

$$S_1 = \cos^3 \frac{\theta_1}{2} + 3 \sin \frac{\theta_1}{2} \cos^2 \frac{\theta_1}{2}; \quad (4)$$

$$S_2 = \sin \frac{\theta_1}{2} \cos^2 \frac{\theta_1}{2} - \cos \frac{\theta_1}{2} \left(1 - 3 \sin^2 \frac{\theta_1}{2} \right); \quad (5)$$

$$M = \frac{1}{\cos \varphi \cos \gamma}; \quad (6)$$

M – фактор Тейлора для поверхностного зерна, в котором зарождается МКТ; φ – угол между нормалью к плоскости скольжения и направлением действия напряжения σ_a ; γ – угол между направлением скольжения и направлением действия напряжения σ_a ; θ_1 – угол разориентировки между направлениями скольжения в зерне, в котором инициируется трещина, и в соседнем по глубине зерне, через которое она продолжает свое распространение; Y – геометрический фактор (функция формы) для плоской краевой сквозной трещины с направлением развития, перпендикулярным направлению действия нагрузки, $Y = 1,122$; E – модуль упругости; μ – коэффициент Пуассона; σ_{-1} – предел выносливости при симметричном цикле нагрузки; σ_a – амплитуда напряжений цикла, приложенных на удалении от трещины; N_d – число циклов нагрузки.

Цель настоящей работы – разработать и апробировать модель расчета усталостной долговечности при наличии концентраторов напряжений.

Расчет усталостной долговечности до инициирования трещины при наличии концентратора напряжений. Формулу (1) можно представить в виде уравнения кривой усталости до инициирования МКТ, предложенного Стромейером [3] еще столетие тому назад:

$$\sigma_a = \beta N^{-\alpha} + \sigma_{-1}, \quad (7)$$

где β – коэффициент усталостной долговечности, который может быть вычислен по формуле (2); α – экспонента усталостной долговечности. Заметим, что уравнение вида (7) было предложено для описания кривой многоциклового усталости до разрушения, т.е. включало обе стадии усталостного разрушения: зарождения и развития усталостной трещины, которые, как хорошо известно, протекают по различным механизмам. Наряду с этим в условиях многоциклового усталости соотношение продолжительности стадий зарождения и развития усталостной трещины для разных классов материалов при относительно одинаковых уровнях нагрузки может существенно различаться. Соответственно для описания этих стадий необходимо применять разные подходы. Неучет этого факта долгое время не позволял определить общие закономерности, по которым можно было бы рассчитать коэффициенты β и α для различных материалов и условий нагружения. Из выражения (2) видно, что коэффициент β определяется через параметры упругости E и μ и микроструктурные параметры M и ζ , характеризующие текстуру материала. Экспонента α зависит от энергии дефекта упаковки и морфологии скольжения. Как было экспериментально установлено многими исследователями, $\alpha = 1/2$ для титановых и многих других сплавов [2].

Отсюда следует, что такие факторы, как размер зерна и концентрация напряжений, должны учитываться при расчете усталостной долговечности до инициирования трещины через изменение величины предела выносливости, так как σ_a является амплитудой номинальных напряжений цикла, действующих на удалении от концентратора. Таким образом, для расчета долговечности (или кривых усталости) при наличии вышеперечисленных факторов необходимо рассчитывать предел выносливости с их учетом.

В работе [4] была предложена формула для расчета предела выносливости σ_{-1} с учетом влияния микроструктуры и концентрации напряжений в следующем виде:

$$\sigma_{-1} = \frac{E\sqrt{b}}{K_t} \sqrt{\frac{1}{\eta d} + \frac{4,5}{\rho}}, \quad (8)$$

где K_t – теоретический коэффициент концентрации напряжений; ρ – радиус в вершине концентратора.

Параметр η зависит от размера зерна d и рассчитывается по формуле

$$\eta = \frac{E^2 b}{d} \left(A + B \operatorname{arctg} \frac{E \sqrt{\frac{b}{4d}} - A}{B} \right)^{-2}, \quad (9)$$

где $A = (\sigma_f + \sigma_p)/2$; $B = (\sigma_p - \sigma_f)/\pi$; $\sigma_f \cong MG \cdot 10^{-3}$; $G = E/(2(1+\mu))$; d – размер зерна; b – модуль вектора Бюргерса \vec{b} . Формулы (8) и (9) применимы для “мелких” и “тупых” концентраторов ($K_t < 4$).

В случае “острых” и “глубоких” концентраторов ($K_t > 4$) усталостная прочность становится независимой от K_t и обусловлена преимущественно глубиной концентратора и пороговым напряжением σ_{th} для физически малых или длинных трещин [5, 6].

Материалы и экспериментальные методики. Для апробации предложенной выше модели расчета усталостной долговечности образцов с поверхностными концентраторами напряжений были использованы результаты испытаний на многоцикловую усталость образцов из конденсата ($\alpha + \beta$)-титанового сплава Ti–6Al–4V [7], полученного методом электронно-лучевого осаждения в вакууме из паровой фазы (EBPVD).

EBPVD покрытия сплава Ti–6Al–4V были получены путем осаждения на плоские подложки из того же, но литейного сплава. Таким образом получали композитные заготовки для образцов: конденсат/подложка. В процессе осаждения с поверхности расплава выделяются отдельные крупные капли, образующие колонны, которые растут и достигают поверхности конденсата. Такие колонны являются эффективными концентраторами напряжений на поверхности и оказывают отрицательное влияние на характеристики сопротивления усталости конденсата, понижая предел выносливости более чем в два раза по сравнению с аналогичным “условно бездефектным” материалом и стандартным литейным сплавом [7].

Микроструктура полученных композитных образцов приведена на рис. 1. Для материала подложки характерна бимодальная структура, сформированная предварительной термомеханической обработкой: несколько удлиненные в направлении прокатки зерна первичной α -фазы со средними размерами $\sim 10 \times 20$ мкм разделены β -фазой, в которой наблюдаются пластины вторичной α -фазы. Конденсат состоит из игольчатых α -зерен (3...4 мкм толщиной и 10...15 мкм длиной), вытянутых в направлении роста, с прослойками β -фазы между ними.

Кристаллографическую текстуру изучали рентгенографическим методом на установке “ДРОН-3” со специализированным гониометром. На рис. 1,б представлены полюсные фигуры для конденсата и материала подложки. Видно, что конденсат имеет ярко выраженную острую текстуру, т.е. преимущественное количество кристаллов α -фазы ориентировано так, что базисная плоскость (0002) почти перпендикулярна направлению конденсации. Текстура материала подложки – невыраженная, размытая, т.е. почти все α -зерна разориентированы.

Для испытаний на многоцикловую усталость было использовано 30 образцов конденсат–подложка. Плоские “корсетного” типа образцы толщиной 1 мм и минимальной шириной 5 мм в рабочей зоне AB (рис. 2) испытывали в условиях симметричного поперечного консольного изгиба в плоскости zx на виброэлектродинамическом стенде при частоте $f \cong 350$ Гц.

Критерием инициирования МКТ глубиной в один размер зерна d , как было заложено в расчетной модели [1], считался момент ее перехода в соседнее по глубине

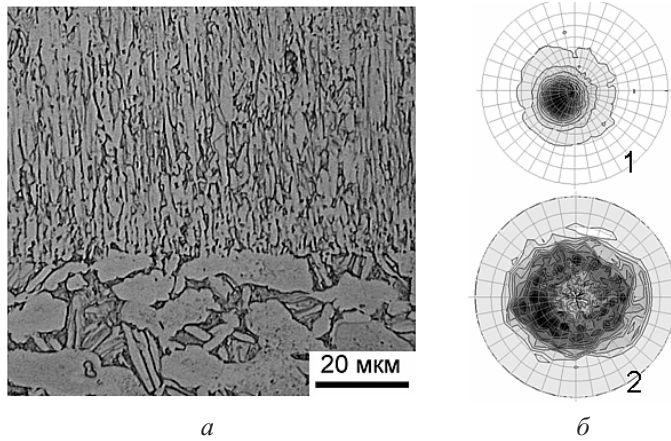


Рис. 1. Структура и текстура исследуемого материала: *a* – структура композитного образца (поперечное сечение) из сплава Ti–6Al–4V (вверху – конденсат, внизу – подложка); *б* – полюсные фигуры (0002) для конденсата 1 и подложки 2, направление конденсации приблизительно перпендикулярно плоскости рисунка, которая параллельна плоскости $xу$ образцов на рис. 2.

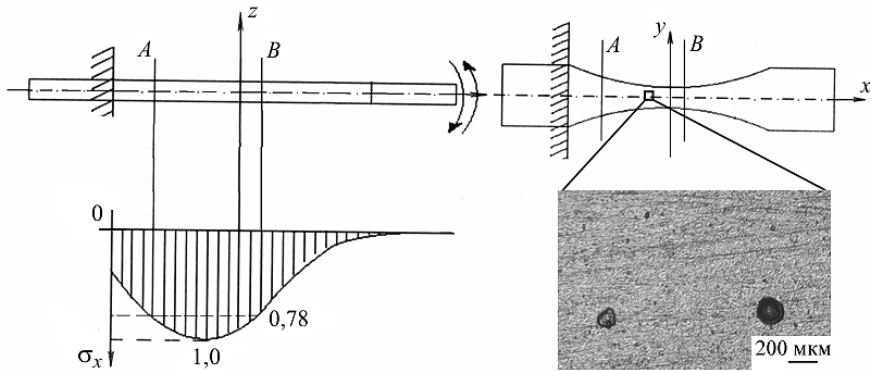


Рис. 2. Образец для испытаний на усталость, схема его нагрузки и эпюра напряжений σ_x в относительных единицах. (Справа внизу приведена увеличенная часть поверхности рабочей зоны AB , темные кружки – дефекты разного диаметра.)

образца зерно. Во время испытаний на усталость этот момент определялся по резкому падению резонансной частоты Δf колебаний образца. Плавное падение частоты до этого момента составляло приблизительно 0,3% независимо от уровня нагрузки. После фиксирования числа циклов до инициирования трещины по заданному критерию образец продолжали нагружать до окончательного разделения его на две части для дальнейшего изучения поверхностей излома. Кроме того, образцы, выстоявшие базу испытаний $N = 10^7$ цикл без разрушения, испытывали при более высоких амплитудах напряжений до разрушения с целью выявления места инициирования усталостной трещины. Таким образом определяли номинальное напряжение, отвечающее пределу выносливости, для соответствующего поперечного сечения.

В результате исследования изломов образцов было выявлено, что во всех образцах (кроме трех) инициирование трещины происходило на границе раздела концентратор–матрица на поверхности конденсата. В трех образцах усталостная трещина возникла на поверхности подложки. Поэтому эти образцы рассматривали как “условно бездефектный” конденсат или, другими словами, как “гладкие” образцы. Наиболее типичные изломы представлены на рис. 3.

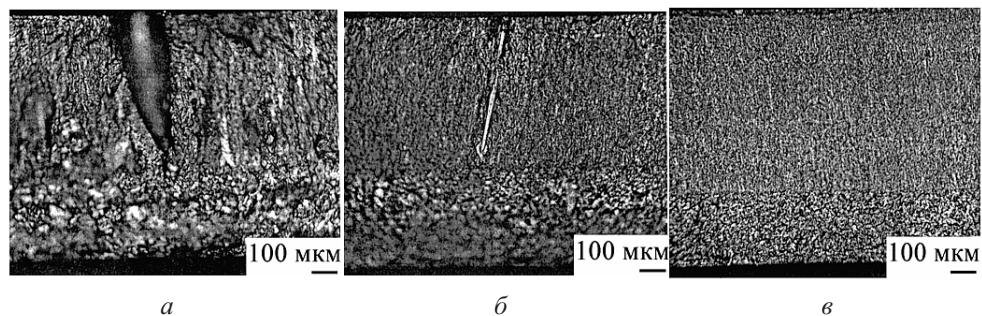


Рис. 3. Типичные изломы образцов: *a* – разрушение по концентратору $2\rho \cong 200$ мкм; *б* – разрушение по концентратору $2\rho \cong 20$ мкм; *в* – разрушение инициировалось со стороны подложки.

Необходимо отметить, что исследуемые дефекты (колонны) не являются пустотелыми, а заполнены таким же осажденным материалом Ti–6Al–4V, но с несколько другим химическим составом и структурой. Однако пористость вокруг колонны приводит к ее выдавливанию над поверхностью образца и дальнейшему экстрагированию в процессе циклической нагрузки [7]. Поэтому в расчетах долговечности указанные дефекты считали пустотелыми.

При обмерах габаритных размеров дефектов (диаметр на поверхности и глубина) было отмечено, что глубина залегания колонны для подавляющего большинства образцов достигала их средней линии. Поскольку образцы испытывали в условиях поперечного изгиба, а также учитывая, что трещина возникала на поверхности, глубиной дефекта пренебрегали. Таким образом, главным геометрическим параметром данных концентраторов, ответственным за усталостную прочность, следует считать их диаметр $2\rho \cong 20 \dots 300$ мкм на поверхности образца, измеренный по фотографиям изломов.

Результаты расчета долговечности и их обсуждение. Для расчета долговечности конденсата сплава Ti–6Al–4V по предложенной модели были использованы следующие исходные данные [7]: модуль упругости $E = 1,25 \cdot 10^5$ МПа; коэффициент Пуассона $\mu = 0,3$; средний диаметр игольчатых зерен первичной α -фазы $d = 3,5$ мкм; предел пропорциональности $\sigma_p = 820$ МПа.

Отметим, что именно первичная α -фаза является “слабым звеном”, ответственным за усталостную прочность двухфазных ($\alpha + \beta$)-титановых сплавов, а также то, что усталостная трещина инициируется и развивается транскристаллитно в таких материалах при комнатной температуре [8, 9].

При определении величины параметра b исходили из того, что в гексагональном плотно упакованном (ГПУ) кристалле α -фазы титана (рис. 4,а) при циклическом нагружении могут активироваться системы скольжения с векторами Бюргерса $\langle \bar{a} \rangle$ (в направлениях $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ и плоскостях: базисной (0002), призматической $\{10\bar{1}0\}$, пирамидальной $\{10\bar{1}1\}$) и $\langle \bar{c} + \bar{a} \rangle$ (в направлениях $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ и пирамидальных плоскостях $\{11\bar{2}2\}$, $\{10\bar{1}1\}$). Скольжение в призматической и базисной плоскости с вектором \bar{a} наиболее облегчено, поскольку критическое приведенное напряжение сдвига (КПНС), необходимое для начала микропластического деформирования кристалла α -титана в этих плоскостях, приблизительно в 2,6 раза меньше, чем для активирования скольжения с вектором $\langle \bar{c} + \bar{a} \rangle$ в пирамидальных плоскостях [10]. В случае сильно текстурированных титановых сплавов необходимо знать преимущественную ориентацию зерен относительно направления действия нагрузки, и на основании этого можно определить систему скольжения, которая будет активироваться.

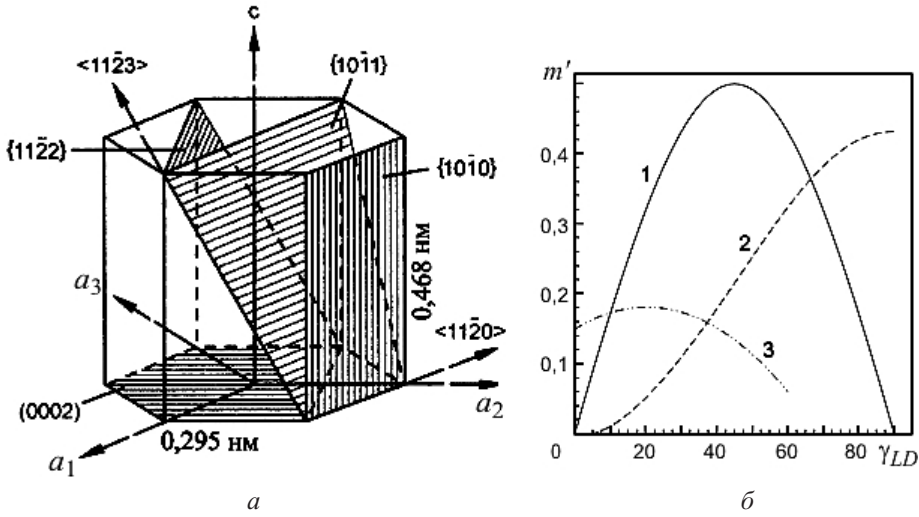


Рис. 4. Скольжение в α -титане: a – единичная ячейка ГПУ α -титана (заштрихованные плоскости – основные плоскости скольжения); b – зависимость “нормализованного” фактора Шмида m' от угла γ_{LD} между осью c и направлением приложения нагрузки для скольжения в базисной (1) и призматической (2) плоскости с направлением $\langle \bar{a} \rangle$, а также пирамидальной с направлением $\langle \bar{c} + \bar{a} \rangle$ (кривая 3) [11].

На рис. 4,б представлена зависимость “нормализованного” фактора Шмида m' от угла γ_{LD} между направлением действия нагрузки и осью c для поликристаллического α -титана [11]. Здесь m' представляется как $m' = m(\tau_{\min} / \tau_{\langle uvw \rangle \{hkl\}})$, где m – фактор Шмида для данной системы скольжения ($m = 1/M$); τ_{\min} – КПНС для самой легкой системы скольжения (базисной или призматической); $\tau_{\langle uvw \rangle \{hkl\}}$ – КПНС для данной системы скольжения.

Из рис. 4,б видно, что при $\gamma_{LD} = 0 \dots 10^\circ$ будет активироваться пирамидальная $\langle \bar{c} + \bar{a} \rangle$ система скольжения. С увеличением угла ориентирования γ_{LD} от 10 до $66,7^\circ$ наиболее благоприятной является базисная $\langle \bar{a} \rangle$ система скольжения. Дальнейшее увеличение угла ($66,7 \dots 90^\circ$) приводит к преимущественному скольжению $\langle \bar{a} \rangle$ в призматической плоскости.

Выше на основании анализа полюсной фигуры для исследуемого конденсата (рис. 1,а) отмечалось, что для большинства кристаллов угол между направлением действия нагрузки и осью c близок к 90° , поэтому можно заключить, что скольжение и соответственно зарождение усталостной трещины происходят в призматических плоскостях отдельных кристаллов α -фазы. В связи с этим было принято $b = |\bar{a}|$, а также учитывалось незначительное изменение межатомного расстояния a ($2,95 \cdot 10^{-10} \dots 2,93 \cdot 10^{-10}$ м) при увеличении примеси Al от 0 до 12% ат. веса в различных титановых сплавах [8]. Тогда для исследуемого сплава Ti–6Al–4V с 6% Al имеем $a = 2,94 \cdot 10^{-10}$ м.

Заметим, что хотя определение вектора Бюргера \vec{b} и указывает на его инвариантность вдоль линии дислокаций, в действительности они плавно изменяются от “винтовой” до “краевой” [12]. Поэтому при установлении величины b необходимо использовать корректировочный множитель k' ($k' = 1$ для чисто винтовой дислокации и $k' = 1 - \mu$ для чисто краевой). Поскольку линия дислокации в кристалле (зерна) находится между чисто винтовыми и чисто краевыми дислокациями, т.е. дислокация является “смешанной”, в этом случае использовалось среднее значение k' . Таким образом имеем

$$b = k'a = \frac{2-\mu}{2} a. \quad (10)$$

Подставляя в (10) $\mu = 0,3$ и $a = 2,94 \cdot 10^{-10}$ м, получаем $b = 2,5 \cdot 10^{-10}$ м. На основании вышеописанной кристаллографической ориентации α -зерен, а также учитывая, что в каждом α -кристалле имеется по три направления \bar{a} в призматических плоскостях типа $\{10\bar{1}0\}$ (рис. 4,а), можно заключить, что на поверхности образца вдоль периметра исследуемых концентраторов ($2\rho = 20..300$ мкм) всегда найдется зерно ($d = 3,5$ мкм) с наиболее благоприятной для скольжения ориентацией ($\varphi = \gamma = 45^\circ$). Таким образом, в соответствии с (6) для расчета было принято $M = 2$, а исходя из ярко выраженной остроты текстуры (рис. 1,б) угол разориентировки $\theta_1 = 0$. Тогда параметр разориентировки ζ в соответствии с (3) равен 0,0125.

Теоретические коэффициенты концентрации K_t для каждого испытанного образца с соответствующим размером концентратора 2ρ были рассчитаны методом конечных элементов. При этом концентратор моделировался сквозным отверстием [4].

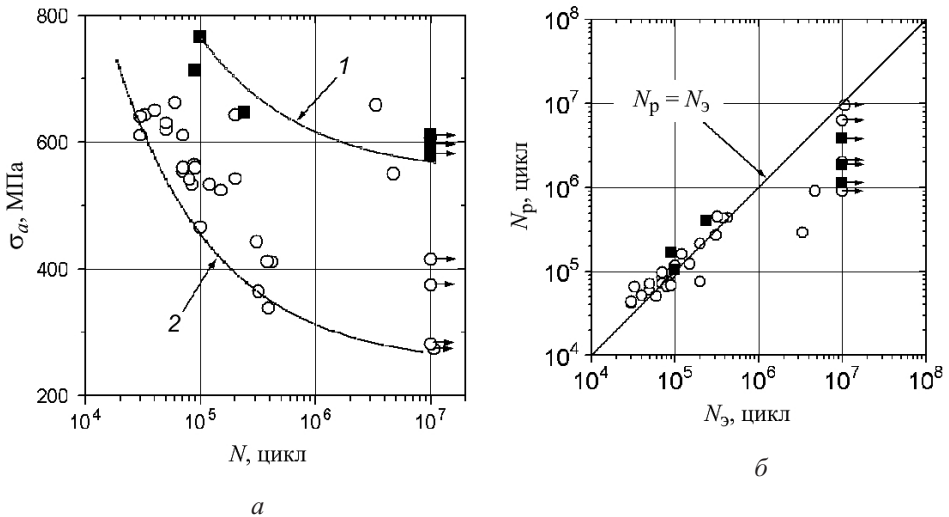


Рис. 5. Сравнение расчетных данных (1, 2) с экспериментальными (точки): а – 1 – для условно бездефектного конденсата ($\rho = \infty$, $K_t = 1$); 2 – для конденсата с концентратором в виде сквозного отверстия диаметром $2\rho = 300$ мкм ($K_t = 2,676$); б – $N_p - N_p$ – расчетная долговечность, $N_3 - N_3$ – экспериментальная.

На рис. 5,а представлены результаты испытаний на усталость до инициирования трещины по установленному критерию ($\Delta f = 0,3\%$) композитных образцов (конденсат–подложка) из сплава Ti–6Al–4V в координатах $\sigma_a - N$. Там же нанесены рассчитанные по предложенной модели кривые усталости для “условно бездефектного” конденсата и для конденсата с концентратором наибольшего диаметра. Как видно, практически все экспериментальные данные (светлые точки), полученные для образцов с дефектами разного диаметра, расположены между кривыми усталости. Данные, полученные для образцов, разрушение в которых начиналось со стороны подложки (темные точки), свидетельствуют о более высокой усталостной прочности бездефектного конденсата по сравнению с подложкой. Поэтому то, что эти точки находятся ниже расчетной кривой 1, является вполне логичным.

На рис. 5,б приведено сравнение рассчитанных долговечностей с экспериментальными для испытанных образцов. Установлено хорошее соответствие между ними.

Выводы

1. Предложенная модель расчета усталостной долговечности до инициирования трещины применима:

в области многоциклового усталости при стационарной одноосной симметричной нагрузке;

для материалов с плоским скольжением;

при наличии мелких и тупых поверхностных концентраторов напряжений ($K_t < 4$).

2. Такие факторы, как размер зерна и концентрация напряжений, учитываются при расчете усталостной долговечности до инициирования трещины через изменение величины предела выносливости.

3. Для расчета по предлагаемой модели необходимо проводить испытания на кратковременное растяжение с целью определения характеристик упругости (модуль упругости, коэффициент Пуассона, предел пропорциональности), а также анализ структуры и текстуры исходного материала для определения размера структурного элемента зерна, ответственного за усталостную прочность данного материала, фактора Тейлора, вектора Бюргерса.

Резюме

Запропоновано модель прогнозування втомної довговічності з урахуванням концентрації напружень і мікроструктури матеріалу. Розрахунки за моделлю, що пропонується, порівнювали з результатами випробувань на втому зразків із конденсату сплаву Ti-6Al-4V, отриманого методом EBPVD.

1. Герасимчук О. М., Кононученко О. В. Модель для прогнозування втомної довговічності титанових сплавів. Повідом. 1. Розробка моделі втомної довговічності до ініціювання мікроструктурно короткої тріщини і моделі росту фізично малої та довгої тріщини // Пробл. прочности. – 2013. – № 1. – С. 64–79.
2. Chan K. S. Roles of microstructure in fatigue crack initiation // Int. J. Fatigue. – 2010. – 32. – P. 1428–1447.
3. Троценко В. Т., Сосновский Л. А. Сопротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. В 2 т. – Киев: Наук. думка, 1987. – Т. 1. – 505 с.
4. Герасимчук О. М., Кононученко О. В. Вплив поверхневих концентраторів напружень і мікроструктури на границю витривалості матеріалу // Пробл. прочности. – 2011. – № 4. – С. 19–31.
5. Atzori B., Lazzarin P., and Meneghetti G. Fracture mechanics and notch sensitivity // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 2003. – 26. – P. 257–267.
6. Ciavarella M. and Meneghetti G. On fatigue limit in the presence of notches: classical vs. recent unified formulations // Int. J. Fatigue. – 2004. – 26. – P. 289–298.
7. Герасимчук О. Н., Сергиенко Г. А., Бондарчук В. И. и др. Сопротивление усталости($\alpha + \beta$)-титанового сплава класса Ti-6Al-4V, полученного методом электронно-лучевого осаждения в вакууме из паровой фазы // Пробл. прочности. – 2006. – № 6. – С. 113–121.
8. Lütjering G. and Williams J. C. Titanium. – Berlin–Heidelberg–New York: Springer, 2003. – 379 p.
9. Герасимчук О. М., Налімов Ю. С., Марковський П. Є. та ін. Вплив мікроструктури титанових сплавів на характеристики опору втомі // Пробл. прочности. – 2011. – № 3. – С. 67–82.

10. *Герасимчук О., Герасимчук О.* Розрахунок критичного приведенного напруження зсуву для полікристалічного титану // Вісн. Терн. нац. техн. ун-ту. – 2012. – № 2 (66). – С. 72–81.
11. *Bantounas I., Dye D., and Lindley T. C.* The effect of grain orientation on fracture morphology during high-cycle fatigue of Ti–6Al–4V // Acta Mater. – 2009. – 57. – P. 3584–3595.
12. *Hirth J. P. and Lothe J.* Theory of Dislocations. – New York: Wiley, 1982. – 857 p.

Поступила 20. 06. 2014