

Дислокационная структура титанового сплава VT22 в условиях циклического нагружения с различными частотами

Т. Ю. Яковлева

Институт проблем прочности НАН Украины, Киев, Украина

Исследована дислокационная структура сплава системы Ti–5%Al–5%V, испытанного на циклическую прочность и трещиностойкость в условиях симметричного растяжения–сжатия с частотами 100, 500 Гц и 3, 10 кГц. Идентичность условий испытаний позволила провести сравнительный анализ влияния частоты нагружения на эволюцию дислокационной структуры основного объема материала в период накопления усталостных повреждений и в зоне разрушения на стадии развития усталостной трещины. Показано, что на обеих стадиях нагружения наблюдается адаптация микромеханизмов пластической деформации к скорости нагружения. В первом случае это обусловлено тем, что снижение активности работы источников Франка–Рида в условиях высокочастотного нагружения компенсируется более выраженной деформацией α -фазы вследствие формирования дефектов упаковки. Во втором случае высокий уровень локальных напряжений активизирует поперечное скольжение и формирование ячеистой структуры в α - и β -фазах, размер элементов которой уменьшается с ростом частоты нагружения. Незавершенность релаксационных процессов при высокочастотном циклическом нагружении компенсируется деформацией приграничных объемов, исходно присутствующих в α -фазе двойников.

Ключевые слова: циклическое нагружение, частота, накопление повреждений, усталостная трещина, зона пластической деформации, дислокационная структура.

Введение. Элементы конструкций многих промышленных изделий в процессе эксплуатации подвергаются вибрационным нагрузкам, частоты которых находятся в диапазоне от единиц до тысяч герц. В этих условиях частота механических колебаний играет роль фактора, значительно влияющего на циклическую долговечность конструкции в целом. В то же время исследования влияния скорости циклического нагружения на микро- и макрохарактеристики металлических материалов существенно затрудняются вследствие саморазогрева в условиях высокочастотного (начиная с сотен герц) нагружения. В данном случае наиболее подходящими материалами являются высокопрочные малопластичные сплавы, в частности широко применяемые в промышленности высоколегированные сплавы на основе титана. Исследования циклической прочности и трещиностойкости различных классов титановых сплавов показали идентичность влияния частоты нагружения на величины пределов выносливости и пороговых значений коэффициента интенсивности напряжений, а также инвариантность формы кривых усталости и кинетических диаграмм усталостного разрушения относительно частоты [1].

Исторически сложившееся разделение процесса усталости на три стадии: период накопления усталостных повреждений; зарождение трещин (хотя в последнее время часть исследователей считают, что стадия зарождения трещины несущественна [2]) и их развитие привело к тому, что указанные стадии рассматриваются как самостоятельные объекты иссле-

дований. Сопоставление влияния условий нагружения на микро- и макрохарактеристики материалов также изучается отдельно для параметров сопротивления усталости и для циклической трещиностойкости [3]. С точки зрения проектирования и анализа текущего состояния элементов конструкций, условия эксплуатации которых не допускают наличия трещин, такой подход оправдан. Однако с позиций изучения усталости как явления, а также проектирования элементов конструкций, в которых допустимо наличие трещин, требуется единый методологический подход к исследованиям обеих стадий нагружения: инкубационного периода и развития магистральной трещины.

Поэтому одно из направлений исследований в этой области, представляющих значительный научный и практический интерес, – анализ эволюции дислокационной структуры титановых сплавов в условиях различных скоростей циклического деформирования на всех стадиях нагружения, включая период развития магистральной трещины.

Материал и методики исследований. Материалом для исследований служил конструкционный двухфазный ($\alpha + \beta$)-титановый сплав переходного класса ВТ22, содержащий 5%Al–5%Mo–5%V–1%Cr–1%Fe [4]. В стабильном состоянии сплав содержит от 45 до 50% β -фазы и обладает достаточно высокой степенью гетерогенности структуры. Режим термообработки и его прочностные свойства [1] приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

Режим термообработки и механические свойства сплава ВТ22

Режим термообработки	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	$E \cdot 10^{-5}$, МПа
Нагрев при 825°C, выдержка 2 ч, охлаждение с печью до 750°C, далее на воздухе; нагрев при 580°C, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе	1189	1090	11,9	23,4	1,12

Для получения сопоставимых результатов исследований дислокационной структуры в течение инкубационного периода, предшествующего появлению макротрещины, и на стадии развития последней испытания на циклическую прочность и трещиностойкость проводили на образцах из материала одной плавки в тщательно контролируемых идентичных условиях комнатной температуры на воздухе при симметричных циклах осевого растяжения–сжатия образцов.

Размеры образцов и методики испытаний были одинаковыми для всех частот нагружения, представленных в табл. 2. Размеры образцов для исследований циклической трещиностойкости обеспечивали выполнение условия плоской деформации в вершине трещины на протяжении всего периода ее распространения.

В течение инкубационного периода электронно-микроскопические исследования осуществляли на фольгах, вырезанных из рабочей части образца в перпендикулярном к его оси сечении, соответствующем максимуму напря-

жений. Для неразрушенных образцов это отвечало области наибольшей повреждаемости. Анализировали структуру образцов, испытания которых (на одинаковом для всех частот уровне напряжений 590 МПа) были прекращены по достижении числа циклов (N), равного 0,1; 0,5; 0,9 числа циклов до появления макротрещины (N_p), а также в исходном и разрушенном состоянии. Для анализа дислокационной структуры на стадии развития магистральной трещины была разработана специальная методика одновременного прицельного получения фольг и оксидных реплик из неповрежденной поверхности разрушения.

Т а б л и ц а 2

Пределы выносливости и пороговые коэффициенты интенсивности напряжений при различных частотах нагружения

f , Гц	σ_{-1} , МПа	ΔK_{th} , МПа·м ^{1/2}
100...150	472	8,46
500...600	495	8,70
3000	527	9,40
10000	565	10,40

σ_{-1} – предел выносливости на базе $2 \cdot 10^7$ циклов;
 ΔK_{th} – пороговый коэффициент интенсивности напряжений при скорости $3 \cdot 10^{-10}$ м/цикл

Диски диаметром 3 мм вырезали из заданного участка поверхности разрушения, соответствующего фиксированному значению коэффициента интенсивности напряжений (ΔK), затем подвергали односторонней шлифовке и электрополировке. Вторую сторону дисков, представляющую собой излом, покрывали специальной защитной пленкой, которую после электрополировки удаляли растворителем. Режимы электрополировки позволяли на одном и том же диске одновременно получать достаточно “прозрачные” области для исследования дислокационной структуры и участки оксидных реплик для дальнейшего детального анализа рельефа поверхности разрушения. Полученные фольги просматривали в высоковольтном (1000 кВ) электронном микроскопе.

Результаты исследований. В исходном состоянии (рис. 1,а) сплав имеет смешанную структуру, которая обусловлена ступенчатым характером термообработки, обладающую неоднородным по объему распределением α -частиц разного размера. В частности, крупные α -пластины, лишенные внутренней субструктуры, характерные для высокотемпературного отжига, и более мелкие, содержащие микродвойники превращения типа {101} линзообразной и тонкопластинчатой формы разного размера. Линзообразные двойники чаще всего параллельны, а тонкопластинчатые имеют различную ориентацию.

Поскольку характер пластической деформации ($\alpha + \beta$)-титановых сплавов существенно зависит от размеров α -колоний, толщины α -пластин, количественного соотношения и ориентационного соответствия α - и β -фаз [4], неравномерность структуры в значительной мере обусловила особенности пластической деформации сплава в условиях циклического нагружения [1, 5].

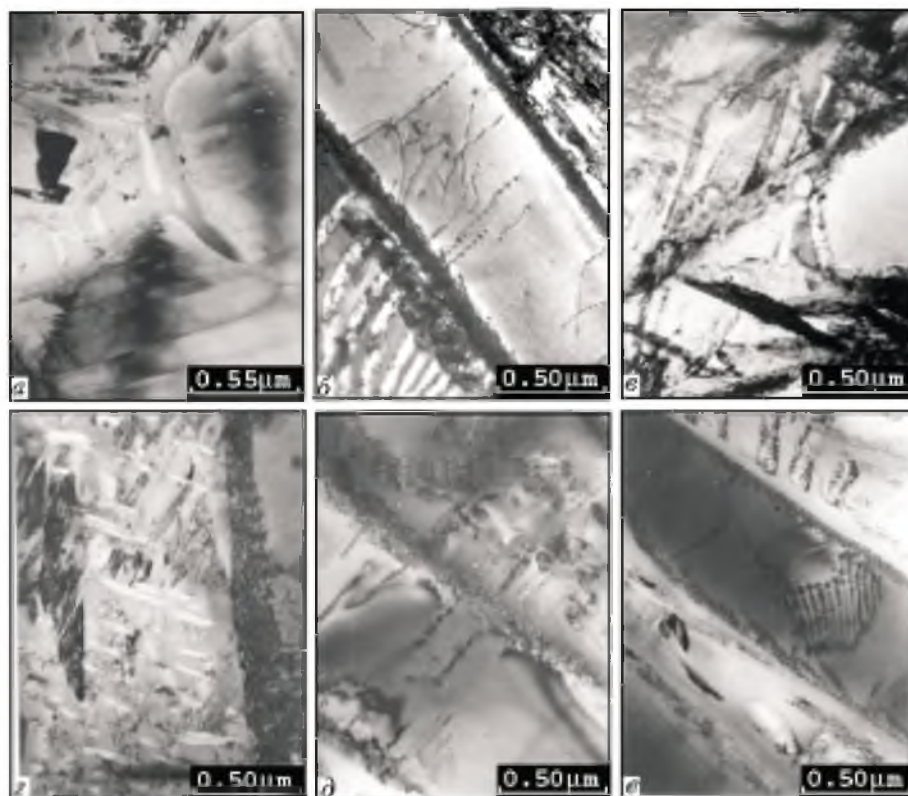


Рис. 1. Эволюция дислокационной структуры сплава в течение инкубационного периода: *a* – исходное состояние; *b* – $N = 0,1N_p$, $f = 100$ Гц; *c* – $N = 0,1N_p$, $f = 10000$ Гц; *d* – $N = 0,5N_p$, $f = 500$ Гц; *e* – $N = 0,9N_p$, $f = 100$ Гц; *f* – $N = N_p$, $f = 3000$ Гц (*a*, *b*, *d*, *e* – $\times 20000$, *c* – $\times 18000$).

В областях с крупнопластинчатой структурой для ранних стадий нагружения ($N = 0,1N_p$) характерно небольшое увеличение плотности дислокаций, формирование фрагментов дислокационных сеток и границ наклона (рис. 1, *b*), появление следов скольжения. Плотность дислокаций и следов очень неравномерна, линии дислокаций часто расположены поперек α -пластин и, как правило, не пересекают межфазные границы. Так же, как и развитие линий скольжения в пределах одного α -зерна, это свидетельствует о наличии достаточно больших разориентировок. Наблюдаемые в α -фазе, легированной алюминием, прямолинейные дислокации чаще всего принадлежат плоскостям $\{10\bar{1}0\}$ и ориентированы в направлениях $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ [5, 6]. Уменьшение размеров α -колоний и толщины α -пластин сопровождается сменой грубого скольжения более тонким. Для колоний размером от 15 до 20 мкм характерна деформация по их граничным поверхностям раздела. Скольжение в колониях почти не обнаруживается и практически вся микроструктурно наблюдаемая часть деформации сосредоточивается в приграничных объемах и между колониями. Лишь в немногих случаях имеет место переход скольжения из α -зерен в отдельные участки β -фазы. Деформация последней осуществляется главным образом путем формирования плоских дислокационных скоплений в одной или близких плоскостях скольжения

(рис. 1,в). Подобный характер пластической деформации преобладает во всем исследованном диапазоне частот циклического нагружения.

Увеличение числа циклов нагружения до $N = 0,5 N_p$ привело к формированию в некоторых α -пластинах тетраэдров дефектов упаковки и существенному повышению плотности дислокаций на межфазных поверхностях (рис. 1,з). Далее при $N = 0,9 N_p$ отмечена частичная фрагментация отдельных α -пластин, появление элементов субструктуры между поперечными полосами скольжения (рис. 1,д), не характерное для α -титана формирование дефектов упаковки в плоскостях базиса (рис. 1,е).

При усталостных испытаниях критерием разрушения служило развитие трещины длиной около 1 мм, после чего установка автоматически отключалась и образцы статически доламывали [1]. Поскольку развитие трещины происходило в неконтролируемом режиме, исследование непосредственно поверхности излома не представляло интереса, и ее сошлифовывали. Анализировали структуру на расстоянии примерно 0,5...0,7 мм от поверхности разрушения, т.е. структуру основного объема материала.

Разрушенное состояние характеризуется всем спектром дислокационных структур, наблюдавшихся в более ранние периоды деформирования. В частности, – это повышение плотности призматических дислокационных петель в отдельных микрообъемах α -фазы, прорыв линий скольжения через межфазные границы (рис. 2,а), локальное повышение плотности дислокаций в области уступов ступенчатых границ, являющихся микроконцентраторами напряжений, фрагментация в некоторых областях отдельных крупных α -пластин, следы грубых линий скольжения (рис. 2,б,в), формирование плоских скоплений очень высокой плотности дислокаций в β -фазе (рис. 2,в).

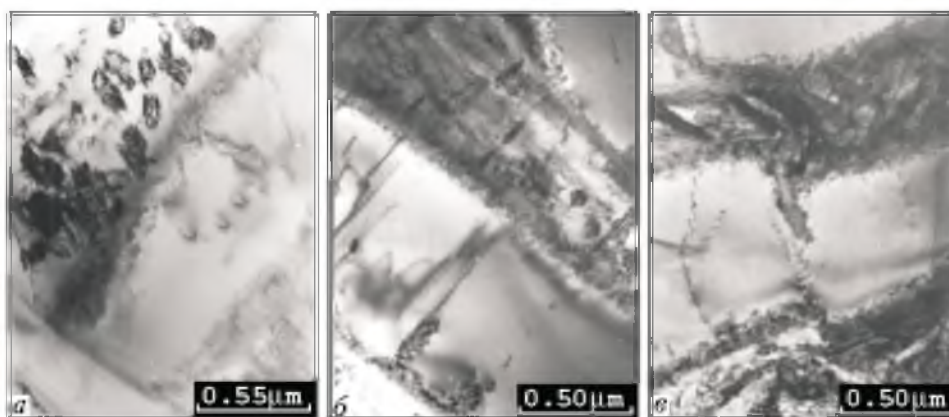


Рис. 2. Дислокационная структура материала, разрушенного в результате усталостных испытаний: а – $f = 500$ Гц; б – $f = 3000$ Гц; в – $f = 3000$ Гц (а – $\times 18\,000$; б, в – $\times 20\,000$).

В целом важной особенностью эволюции дислокационной структуры исследуемого сплава является ее неравномерный характер. Структурные изменения наблюдаются лишь в немногих отдельных микрообъемах. При этом каждая более поздняя стадия нагружения, например для $N = 0,5 N_p$, содержит микрообласти с элементами структуры, присущими более ранним стадиям (в нашем случае $N = 0,1 N_p$), включая исходное состояние.

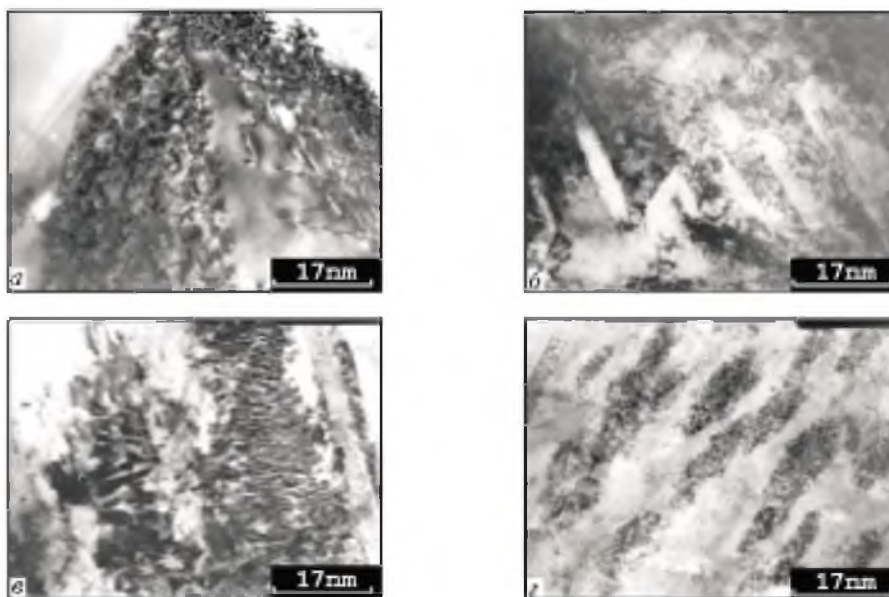


Рис. 3. Дислокационная структура материала в зоне разрушения образцов, испытанных на циклическую трещиностойкость: *a* – $f=600$ Гц, $\Delta K=8,7$ МПа·м^{1/2}; *б* – $f=10$ кГц, $\Delta K=14,0$ МПа·м^{1/2}; *в* – $f=600$ Гц, $\Delta K=9,2$ МПа·м^{1/2}; *г* – $f=3$ кГц, $\Delta K=12,0$ МПа·м^{1/2} ($\times 60000$).

На стадии развития магистральной трещины данный сплав характеризуется скорее количественным, чем качественным отличием дислокационной структуры, формирующейся в зоне разрушения, от структуры локальных наиболее деформированных в течение инкубационного периода микрообластей основного объема. В припороговой области значений коэффициента интенсивности напряжений деформация α -пластин слабо выражена. Существенное повышение плотности дислокаций наблюдается в примыкающих к межфазным и зернограничным поверхностям областях, а также в β -фазе. В крупных α -пластинах формируется специфического типа структура, представляющая собой области, которые практически свободны от дислокаций и окружены широкими, сопоставимыми с диаметром области, границами. Границы, в свою очередь, – это микрообъемы исключительно высокой плотности дислокационных петель (рис. 3,а). В условиях высокочастотного нагружения чаще встречаются дефекты упаковки (рис. 3,б). По мере увеличения значения ΔK повышается плотность дислокаций в крупных α -пластинах (рис. 3,в), а формирующаяся в отдельных α -колониях ячеистая структура частично трансформируется в полосовую, имеющую вид чередующихся протяженных областей шириной в несколько ячеек, разориентированных относительно друг друга. В отдельных случаях, когда разориентировка α -пластин и β -фазы незначительна, формируются “жгуты” исключительно высокой плотности дислокаций, пересекающие межфазные границы (рис. 3,г). Кроме того, в β -фазе обнаруживаются микрообъемы ячеистой структуры. В целом, особенно в области высоких значений ΔK , наиболее подвержены микропластической деформации межфазные β -прослойки между α -колониями.

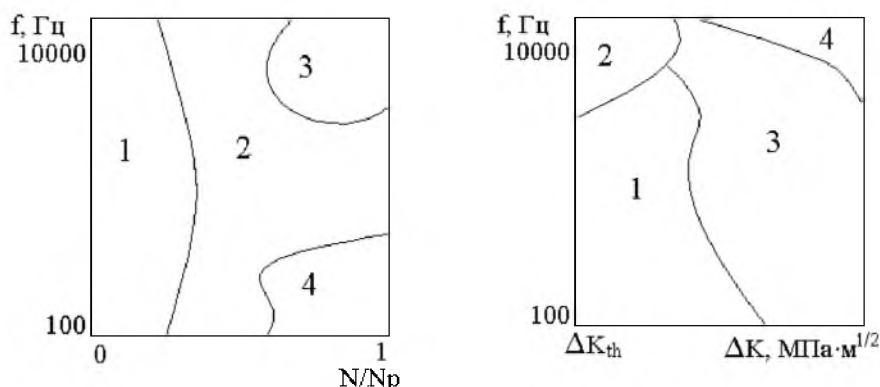


Рис. 4. Схематическое представление преобладающих типов дислокационных структур на стадии накопления усталостных повреждений: 1 – границы наклона, сетки, одиночные дислокации; 2 – деформация межфазных границ; 3 – дефекты упаковки; 4 – призматические петли.

Рис. 5. Схематическое представление преобладающих типов дислокационных структур на стадии развития магистральной трещины: 1 – петли, плоские скопления, ячеистая структура; 2 – дефекты упаковки; 3 – полосовая структура; 4 – деформация микрообластей, прилегающих к исходно присутствующим в α -фазе двойникам.

С повышением частоты нагружения в период накопления усталостных повреждений преобладающим механизмом деформации α -фазы становится (рис. 4) формирование дефектов упаковки при практически стабильной плотности дислокационных петель. Чувствительность β -фазы к скорости циклического нагружения выражается в уменьшении размеров плоских дислокационных скоплений при одновременном увеличении плотности дислокаций в них.

Отличительной особенностью высокочастотного нагружения по сравнению с низкочастотным на стадии развития магистральной трещины (рис. 5) является уменьшение размера ячеек в α - и β -фазах, рост склонности к формированию дефектов упаковки в α -фазе. Ширина полос формирующейся полосовой структуры увеличивается по мере роста значений ΔK в условиях высокочастотного нагружения менее интенсивно, чем при низких частотах, однако существенно повышается плотность дислокаций в прилегающих к границам двойниковых пластин областях α -фазы. Возрастает плотность дислокаций и на межфазных поверхностях.

Обсуждение результатов. Анализ структурных изменений на стадии накопления усталостных повреждений показывает, что независимо от специфики структурных изменений, определяемых величиной относительной долговечности и частотой нагружения, пластическая деформация развивается в ограниченном количестве локальных микрообъемов. Характерная особенность этих микрообъемов – повышенная чувствительность к внешним нагрузкам: благоприятная локальная кристаллографическая ориентировка, локальная концентрация напряжений, оптимальная локальная плотность дислокаций. Так, растворное упрочнение титана алюминием затрудняет первичное базисное скольжение [6], и наиболее легко инициируемым становится призматическое скольжение в направлениях плотнейшей упаковки, наблюдаемое в крупных α -пластинах и отдельных α -колониях.

Очагами формирования фрагментов границ наклона и дислокационных сеток, как правило, являются микроструктурные концентраторы напряжений, в частности уступы и ступени на неровных границах α -пластин. Разориентировки на межфазных границах, сами по себе создающие локальную концентрацию напряжений, и повышенная плотность дислокаций в прилегающих микрообъемах инициируют движение дислокаций в свободные области и служат эффективными источниками свежих дислокаций, что облегчает локальную пластическую деформацию. Степень сравнительного развития структурных изменений в указанных микрообъемах по мере увеличения числа циклов нагружения существенно зависит от их кристаллографической чувствительности к направлению оси приложения нагрузки. Использование гониометра и темнопольных изображений [7] позволяет приблизительно оценить зависимость степени развития структурных изменений от величины угла между плоскостью скольжения и осью приложения нагрузки. Наибольшую чувствительность проявили деформируемые скольжением и образованием дефектов упаковки α -пластины. Наименее чувствительны – области повышенной плотности дислокаций вблизи межфазных границ. Вероятнее всего, это связано с тем, что в областях повышенной плотности дислокаций реализуются гетерогенные условия их зарождения и размножения, в то время как в относительно бездислокационных объемах α -пластин эти условия ближе к гомогенным, требующим более высокого уровня напряжений. Возможно, указанная ориентационная и кристаллографическая чувствительность являются одним из объяснений наличия сравнительно большого количества “замороженных” в структурном отношении микрообъемов, т.е. прекративших свое развитие на определенной стадии нагружения (например, при $N = 0,1 N_p$ или $0,5 N_p$).

Из приведенных в табл. 2 величин базы испытаний при определении пределов выносливости и скорости роста трещины при определении порогового значения коэффициента интенсивности напряжений следует, что число циклов нагружения, которому материал был подвергнут, в обоих случаях примерно одинаковое для каждой из частот испытаний. Учитывая практически одинаковые частоты нагружения, одну и ту же форму цикла и температуру, можно говорить о приблизительно одинаковых припороговых условиях развития макротрещины при испытаниях на усталость и циклическую трещиностойкость.

Структура зоны пластической деформации магистральной трещины в припороговой области значений ΔK представляет собой дальнейшее логическое развитие структуры, сформированной на стадии накопления усталостных повреждений в основном объеме. Однако анализ общего характера структурных изменений показывает, что основной объем материала на стадии накопления усталостных повреждений обладает большим числом “степеней свободы” – вероятных слабых мест в достаточно далеко отстоящих друг от друга различно ориентированных кристаллитах. В период развития магистральной трещины, напротив, в области разрушения в процессе пластической деформации вынужден принимать участие практически весь микрообъем, попадающий в зону влияния напряжений такого мощного концентратора, как вершина трещины. Общий уровень локальной микропластической деформации настолько высок, что ослабляет факторы, играв-

шие заметную роль в течение инкубационного периода. Так, в этом интервале величин коэффициента интенсивности напряжений хотя и сохранена, но в значительной степени ослаблена роль локальных концентраторов напряжений и ориентационного соотношения кристаллографических плоскостей и оси приложения нагрузки. Формирование элементов ячеистой структуры в α -пластинах подтверждает, что уровень напряжений в зоне пластической деформации магистральной трещины даже в припороговом интервале значений ΔK намного выше, чем в основном объеме, и достаточен для активизации поперечного скольжения, несмотря на сравнительно малую величину энергии дефекта упаковки (80 эрг/см^2 [6]). Это, в свою очередь, делает возможным генерирование дислокационных петель за счет многократного поперечного скольжения, обеспечивая значительное повышение их плотности по сравнению с основным объемом. Появление ячеистой структуры в легированной β -фазе, обладающей еще более низкой (около 15 эрг/см^2 [6]), чем α -фаза, величиной энергии дефекта упаковки, – следствие увеличения локальных напряжений в вершине трещины по мере роста значений ΔK .

Результатом изменения скорости приложения циклической нагрузки в период накопления усталостных повреждений является значительно менее выраженная в условиях низкочастотного нагружения деформация α -фазы путем формирования дефектов упаковки при более высокой плотности дислокационных петель. Формирование дислокационных петель – один из активных микромеханизмов пластической деформации α -титана [8] и его сплавов с алюминием [9]. Генерирование петель может осуществляться как за счет работы источников Франка–Рида [10], так и за счет многократного поперечного скольжения. Последний механизм в обычных условиях для данного материала маловероятен в связи с низким значением энергии дефекта упаковки сплавов системы Ti–Al и затрудненным вследствие этого поперечным скольжением. Источник Франка–Рида представляет собой жестко закрепленный дислокационный сегмент длиной L , подвергающийся изгибу под действием внешней нагрузки. Время t , необходимое для образования одной петли, приблизительно может быть определено из соотношения [11] $t = L/V$, где V – средняя скорость движения дислокаций. Принимая среднюю скорость дислокаций в α -фазе равной примерно $10^{-4} \dots 10^{-5} \text{ м/с}$ [12], а среднюю длину дислокационных сегментов $\sim 10^{-6} \dots 10^{-7} \text{ м}$ [13], получим величину t порядка $10^{-2} \dots 10^{-3} \text{ с}$, что соответствует частотам $100 \dots 1000 \text{ Гц}$. При более высоких частотах нагружения продолжительность цикла меньше необходимого времени, и вклад данного микромеханизма пластической деформации снижается.

Вероятность образования дефектов упаковки, формирующихся за счет расщепления полных дислокаций на частичные, в α -фазе, легированной алюминием, зависит не только от величины энергии дефекта упаковки, но и от времени пребывания атомов внедрения в октаэдрических порах [6]. Среднее время пребывания атома в положении равновесия тесно связано со временем релаксации (величиной, обратной частоте релаксации) процессов, обусловленных периодичностью внешних нагрузок [14]. Анализ параметров релаксационных процессов в α -титане и его сплавах показал [4, 15], что в

используемом диапазоне частот нагружения наиболее существенную роль играют процессы, связанные с переориентировкой комплексов Ti–H и Ti–Al–H в поле переменных напряжений. Для комплексов Ti–H энергия активации и частота релаксации при комнатной температуре соответственно составляют 16 ккал/моль и 10^2 Гц, для Ti–Al–H – 11 ккал/моль и 10^4 Гц. Точными данными о величине энергии активации источника Франка–Рида в α -фазе авторы не располагают, однако генерирование большого количества дислокационных петель в условиях циклического нагружения нелегированного титана свидетельствует, что она значительно ниже энергии активации расщепления дислокаций, в частности в базисных плоскостях. Отсюда следует, что в условиях низкочастотного нагружения, несмотря на то что продолжительность цикла достаточна для реализации обоих видов релаксационных процессов, работа источников Франка–Рида энергетически предпочтительнее. С повышением частоты нагружения затрудняется генерирование вакансий из-за недостаточной продолжительности цикла, вследствие чего активизируется механизм формирования дефектов упаковки, связанный с релаксацией комплексов Ti–Al–H, т.е. наблюдается адаптация микромеханизмов пластической деформации к скорости циклического нагружения.

В отличие от периода накопления усталостных повреждений, на стадии развития магистральной трещины частота нагружения не оказывает влияния на плотность дислокационных петель, поскольку высокий уровень локальных напряжений в вершине трещины способствует генерированию петель путем многократного поперечного скольжения. Кроме того, чем выше уровень напряжений, тем более короткие дислокационные сегменты могут принимать участие в размножении, т.е. тем выше плотность дислокаций и петель. Уменьшение диаметра дислокационных ячеек по мере роста частоты нагружения, очевидно, связано с уменьшением среднего пробега дислокаций за цикл. Повышение плотности дислокаций в прилегающих к двойниковым границам областях при высоких значениях ΔK в условиях высокочастотного нагружения, вероятно, обусловлено тем, что двойниковая прослойка α -фазы имеет ту же ОЦК-решетку, что и β -фаза, однако степень кристаллографического несоответствия границ, сегрегация легирующих и примесных элементов в первом случае, как правило, значительно ниже [15]. Поэтому уровень локальных напряжений в приграничных объемах двойниковых границ ниже, а необходимые для движения и размножения дислокаций внешние нагрузки должны быть больше. Однако исключительно высокая плотность дислокаций на межфазных и межзеренных границах и в межфазных прослойках свидетельствует о критическом состоянии материала в этих областях на данном этапе нагружения. Поэтому деформация приграничных объемов двойниковых границ является одним из механизмов, компенсирующих незавершенность низкочастотных релаксационных процессов в условиях высоких уровней локальных напряжений, т.е. дополнительным (кроме отмеченных выше и реализуемых как в период накопления усталостных повреждений, так и на стадии развития усталостной трещины) способом адаптации микромеханизмов пластической деформации в зоне развития магистральной трещины к скорости циклического нагружения.

Выводы

1. На всех этапах усталостного разрушения титанового сплава VT22 под воздействием симметричных циклов нагрузки, включая период развития магистральной трещины, наблюдается адаптация микромеханизмов пластической деформации к скорости нагружения. Затрудненность реализации микромеханизмов пластической деформации, обусловленная недостаточной продолжительностью цикла при высокочастотном нагружении, компенсируется активизацией микромеханизмов, которые в условиях низких частот энергетически менее выгодны.

2. В период накопления усталостных повреждений снижение активности работы источников Франка–Рида при высокочастотном нагружении компенсируется более выраженной деформацией α -фазы за счет формирования дефектов упаковки.

3. На стадии развития магистральной трещины высокий уровень локальных напряжений активизирует поперечное скольжение и формирование ячеистой структуры в α - и β -фазах, размер элементов которой уменьшается с ростом частоты нагружения. Незавершенность низкочастотных релаксационных процессов в условиях высокочастотного циклического нагружения компенсируется деформацией микрообластей, прилегающих к исходно присутствующим в α -фазе двойникам.

Резюме

Досліджено дислокаційну структуру сплаву системи Ti–5%Al–5%V, що випробували на циклічну міцність та тріщиностійкість за умов симетричного розтягу–стиску з частотами 100; 500 Гц і 3; 10 кГц. Ідентичність умов досліджень дозволила провести порівняльний аналіз впливу частоти навантаження на еволюцію дислокаційної структури основного об'єму матеріалу в період накопичення утомних пошкоджень і в зоні руйнування на стадії розвитку тріщини від утомленості. Показано, що на обох стадіях навантаження має місце адаптація микромеханізмів пластичної деформації до швидкості навантаження. У першому випадку це зумовлено тим, що зниження активності роботи джерел Франка–Рида за високочастотного навантаження компенсується більш вираженою деформацією α -фази за рахунок формування дефектів упаковки. У другому випадку високий рівень локальних напружень активізує поперечне ковзання і формування коірчастної структури в α - і β -фазах, розмір елементів якої зменшується зі збільшенням частоти навантаження. Незавершеність релаксаційних процесів за високочастотного циклічного навантаження компенсується деформацією приграничних об'ємів, що початково присутні в α -фазі двійників.

1. Матюхнюк Л. Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200 с.
2. Miller K. J., Akid R. The application of microstructural fracture mechanics to various metal surface states // Proc. Roy. Soc. London. A. – 1996. – 452, N 1949. – P. 1411 – 1432.

3. *Miller K. J.* A historical perspective of the important parameters of metal fatigue; and problems for the next century // *Fatigue'99: Proc. 7th Int. Congress.* – Beijing, China, 8–12 June, 1999. – Vol. 1. – Beijing: Higher Education Press, 1999. – P. 15 – 39.
4. *Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов.* – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
5. *Матохнюк Л. Е., Надеждин Г. Н., Яковлева Т. Ю.* Исследование усталостного разрушения титановых сплавов в широком диапазоне частот нагружения // *Механическая усталость металлов: Материалы VI Междунар. коллоквиума.* – Киев: Наук. думка, 1983. – С. 361 – 368.
6. *Колачев Б. А.* Физическое металловедение титана. – М.: Металлургия, 1976. – 184 с.
7. *Электронно-микроскопические изображения дислокаций и дефектов упаковки. Справочное руководство / Под ред. В. М. Косевича, Л. С. Палатника.* – М.: Наука, 1976. – 224 с.
8. *Gu H. C.* Cyclic deformation and substructure evolution in titanium and zirconium // *Fatigue'99: Proc. 7th Int. Congress.* – Beijing, China. 8–12 June, 1999. – Vol. 1. – Beijing: Higher Education Press, 1999. – P. 131 – 138.
9. *Suhua A., Rhongguang W., Yuebo X.* The fatigue deformation and fracture characteristics of coarse grained polycrystalline α -titanium // *Scr. Met.* – 1985. – **19**, N 9. – P. 1099 – 1103.
10. *Friedel J.* Dislocations. – Oxford, London, Edinburgh, New York, Paris, Frankfurt: Pergamon Press, 1964. – 627 p.
11. *Бернштейн М. Л., Займовский В. А.* Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1970. – 472 с.
12. *Tanaka N., Conrad H.* Dislocation velocity in alpha-titanium // *Acta met.* – 1971. – **19**, N 10. – P. 1001 – 1008.
13. *Криштал М. А., Головин С. А.* Внутреннее трение и структура металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 376 с.
14. *Успехи физики металлов / Под ред. И. И. Новикова.* – М.: Металлургиздат, 1956. – 245 с.
15. *Science, technology and application of titanium.* – Oxford, London: Pergamon, Press, 1970. – 1202 p.

Поступила 15. 12. 99