

## Взаимосвязь микромеханизмов структурной перестройки титанового сплава VT18У в процессе усталостного разрушения

Т. Ю. Яковлева

Институт проблем прочности НАН Украины, Киев, Украина

*Исследована дислокационная структура псевдо- $\alpha$ -сплава системы Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb-Si, испытанного на усталость и циклическую трещиностойкость в идентичных условиях симметричного растяжения-сжатия с частотами 100, 500, 3000 и 10000 Гц. Показано, что эволюция структуры сплава в период накопления усталостных повреждений наблюдается в ограниченном числе микрообъемов в области локальных концентраторов напряжений на фоне значительного количества возникающих, но не развивающихся зон структурных изменений и практически неизменного состояния остального материала. На стадии развития магистральной трещины структура зоны пластической деформации в ее вершине представляет собой дальнейшее логическое развитие структуры, сформированной на стадии накопления усталостных повреждений. Однако значительно более высокий, чем в основном объеме материала уровень напряжений приводит к формированию дополнительных структурных элементов и ослаблению роли локальных концентраторов напряжений. Указанные закономерности справедливы во всем исследованном диапазоне частот циклического нагружения. Изменение скорости циклического нагружения несущественно уменьшает размеры микрообластей максимальных структурных изменений в период накопления усталостных повреждений и элементов ячеистой структуры на стадии развития магистральной трещины.*

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

**Введение.** Структурная перестройка материала представляет собой ответную реакцию последнего на любые внешние воздействия, приводящие к разрушению. В случае циклического деформирования процесс структурной перестройки развивается в течение определенного периода времени, соответствующего числу циклов деформирования, предшествующих началу развития магистральной трещины. Продолжительность этого периода, называемого инкубационным, или периодом накопления усталостных повреждений, зависит от свойств материала и условий нагружения. Поэтому исследование эволюции дислокационной структуры материала в зависимости от числа циклов нагружения используют в научных и практических целях. Такого рода исследования достаточно широко применяют как для анализа функциональных свойств материалов, так и для изучения влияния условий циклического нагружения на величины предела выносливости и циклической долговечности металлов и сплавов [1–5].

Закономерности развития усталостной трещины все чаще рассматриваются с позиций микроструктурой механики разрушения, учитывающей состояние материала в зоне пластической деформации [6–9]. Однако объем экспериментальных исследований дислокационной структуры в зоне пластической деформации магистральной трещины значительно меньше, чем в основном материале в период накопления усталостных повреждений. В

первую очередь это связано с методическими трудностями получения фольг из областей металла, примыкающих к зоне разрушения. Кроме того, подавляющее большинство результатов получено на металлах с кубической решеткой.

Анализ известных данных показывает, что на фоне большого внимания, уделяемого изучению структурных характеристик как в течение инкубационного периода, так и на стадии распространения магистральной трещины, указанные области исследований рассматриваются как самостоятельные и практически не пересекаются. Несмотря на то что накопление усталостных повреждений и развитие трещины являются взаимосвязанными стадиями единого процесса – усталостного разрушения, исследование дислокационных структур, формирующихся в процессе циклического нагружения, включая период развития магистральной трещины, и анализ полученных результатов с единой методологической точки зрения представляют значительный научный и практический интерес. Использование с этой целью титановых сплавов обусловлено, с одной стороны, их широким промышленным применением, а с другой – тем, что они менее изучены по сравнению с металлами кубической сингонии.

**Материал и методики исследований.** Материалом для исследований служил деформируемый жаропрочный псевдо- $\alpha$ -сплав ВТ18У системы Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si в отожженном состоянии. Механические характеристики сплава [4] следующие:  $\sigma_{\text{в}} = 1071$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 939$  МПа,  $\delta = 14,8\%$ ,  $\psi = 30,3\%$ ,  $E = 1,2 \cdot 10^5$  МПа.

Для получения сопоставимых результатов исследований дислокационной структуры в течение инкубационного периода, предшествующего появлению макротрещины и на стадии ее развития, испытания на циклическую прочность и трещиностойкость проводили на образцах, изготовленных из материала одной плавки.

Испытания осуществляли в тщательно контролируемых идентичных условиях комнатной температуры на воздухе при симметричных циклах осевого растяжения–сжатия образцов (рис. 1). Размеры образцов и методика испытаний [4] аналогичны для всех частот нагружения, приведенных в таблице. Размеры образцов для исследований циклической трещиностойкости обеспечивали выполнение условия плоской деформации в вершине трещины на протяжении всего периода ее распространения.

**Пределы выносливости и пороговые коэффициенты интенсивности напряжений при различных частотах нагружения**

$f$ , Гц	$\sigma_{-1}$ , МПа	$\Delta K_{th}$ , МПа $\sqrt{\text{м}}$
100...150	355	6,20
500...600	360	6,36
3000	375	6,62
10000	400	7,08

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

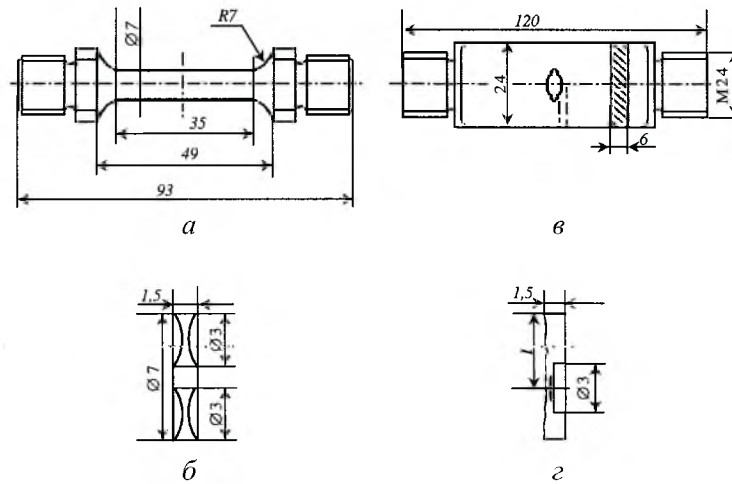


Рис. 1. Образцы для испытаний на усталость (а) и циклическую трещиностойкость (с), а также соответствующие схемы вырезки исследуемых участков (б, д).

В течение инкубационного периода электронно-микроскопические исследования осуществляли на фольгах, вырезанных из образцов в исходном состоянии и испытанных при одинаковом для всех частот уровне напряжений 495 МПа. Анализировали структуру образцов, испытания которых были прекращены по достижении числа циклов  $N$ , равного 0,1; 0,5; 0,9 числа циклов до появления макротрещины, а также в разрушенном состоянии. Структуру последних исследовали на расстоянии 0,5...0,7 мм от поверхности излома, т.е. поверхность разрушения удаляли. Таким образом, влияние концентратора напряжений (вершины трещины) на состояние материала отсутствовало.

Для анализа дислокационной структуры на стадии развития магистральной трещины была разработана специальная методика одновременного прицельного получения фольг и оксидных реплик из неповрежденной поверхности разрушения.

Диски размером 3 мм вырезали из заданного участка поверхности разрушения, соответствующего фиксированному значению коэффициента интенсивности напряжений ( $\Delta K$ ). Затем их подвергали односторонней шлифовке и электрополировке. Вторую сторону дисков, представляющую собой излом, покрывали специальной защитой 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, используемые для детального анализа рельефа поверхности разрушения. Полученные фольги просматривали в высоковольтном (1000 кВ) электронном микроскопе.

**Результаты исследований.** В исходном состоянии исследуемый сплав имеет структуру “корзиночного плетения” с размерами  $\alpha$ -пластин 5...7 мкм. Вдоль границ раздела  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз присутствует большое количество коагулированных выделений – частиц  $\alpha_2$ -фазы (интерметаллида  $Ti_3Al$ ), а также незначительное количество гидридов, расположенных главным обра-

зом в плоскостях  $\{10\bar{1}1\}$  и  $\{\bar{1}2\bar{1}2\}$  по субграницам и  $\alpha/\beta$ -границам (рис. 2,а). В небольшом количестве частицы интерметаллида встречаются на фоне  $\alpha$ -твердого раствора. Для дислокационной структуры характерны сетки и двойники в  $\alpha$ -фазе. Распределение дислокаций по объему неравномерное, хотя встречаются отдельные  $\alpha$ -зерна со сравнительно равномерным распределением линейных и слегка изогнутых коротких дислокационных отрезков.

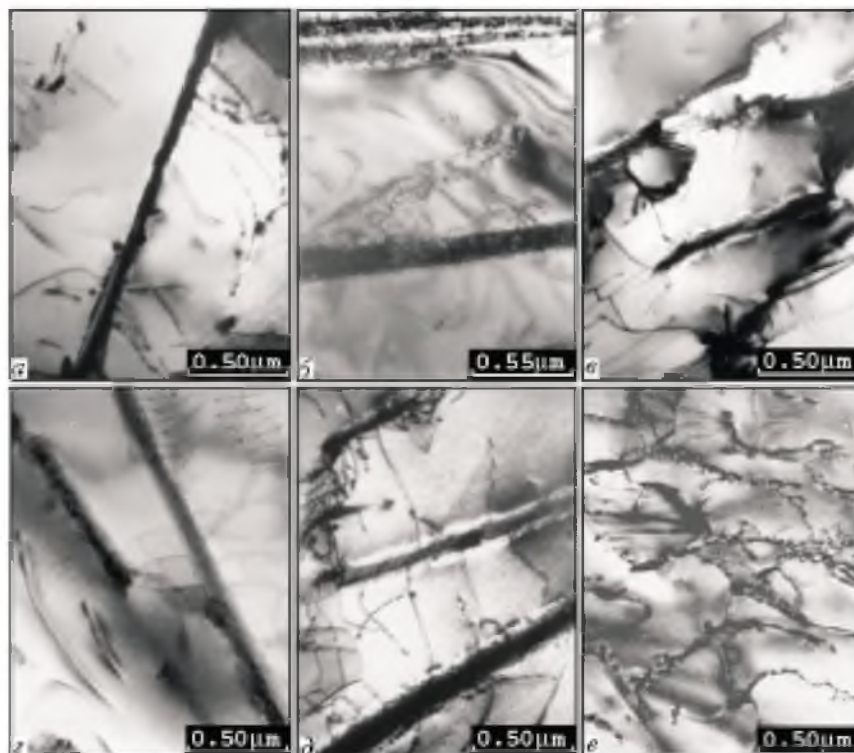


Рис. 2. Эволюция дислокационной структуры сплава в течение инкубационного периода: а – исходное состояние; б –  $N = 0,1N_p$ ,  $f = 100$  Гц; в –  $N = 0,5N_p$ ,  $f = 500$  Гц; г –  $N = 0,5N_p$ ,  $f = 10000$  Гц; д –  $N = 0,9N_p$ ,  $f = 100$  Гц; е –  $N = 0,9N_p$ ,  $f = 500$  Гц.

Анализ эволюции дислокационной структуры на стадии, предшествующей появлению макротрещины, показал прежде всего не только локальный [3, 4], но и неравномерный как по объему, так и периоду нагружения характер структурных изменений. Эволюция структурных параметров наблюдается в ограниченном числе микрообъемов на фоне значительно большего количества возникающих, но не развивающихся областей структурных изменений и практически стабильного состояния остального материала.

В исследованном диапазоне частот по достижении числа циклов нагружения, равного 10% долговечности (рис. 2,б), для микрообластей развивающихся структурных изменений характерно повышение плотности дислокаций и распад частиц  $\alpha_2$ -фазы. Дальнейшее нагружение вплоть до  $N = 0,5N_p$  (рис. 2,в,г) сопровождается деформацией межфазных границ с формированием ГЦК-прослоек, повышением плотности дислокаций в при-

мыкающих к межфазным границам областях  $\alpha$ -фазы. Состояние предразрушения, соответствующее  $N = 0,9 N_p$  (рис. 2, *d, e*), и разрушения (рис. 3) характеризуется кроме указанных особенностей распадом сеток и формированием плоских дислокационных скоплений в микрообъемах с пониженным содержанием интерметаллида  $Ti_3Al$ . В то же время вблизи частиц интерметаллида сетки сохранены.



Рис. 3. Дислокационная структура материала, разрушенного в результате усталостных испытаний: *a* –  $f = 500$  Гц; *b* –  $f = 3000$  Гц; *c* –  $f = 10000$  Гц.

Следует отметить, что каждому периоду нагружения (от  $N = 0,1 N_p$  до  $N = N_p$ ) соответствует структурное состояние, включающее в себя всю “предысторию нагружения”. Например, при  $N = 0,9 N_p$  структурное состояние характеризуется наличием не только микрообъемов видоизмененной структуры, но и микрообластей как исходной структуры, так и соответствующей  $0,1 N_p$  и  $0,5 N_p$ .

Влияние частоты нагружения на дислокационную структуру выражается в менее заметном повышении плотности дислокаций в  $\alpha$ -фазе и некотором увеличении ширины межфазных прослоек. Хотя представляющие собой сдвойникованную ОЦК-решетку одиночные широкие прослойки наблюдали и в условиях низкочастотного нагружения.

Из приведенных в таблице величин базы испытаний при определении пределов выносливости и скорости роста трещины при определении порогового значения коэффициента интенсивности напряжений следует, что в обоих случаях число циклов нагружения, которому материал был подвергнут, приблизительно одинаковое. 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.

Применение просвечивающей электронной микроскопии непосредственно в зоне разрушения показало, что в исследованном материале рост усталостной трещины во всем диапазоне значений  $\Delta K$  сопровождается формированием нескольких основных типов дислокационной структуры: ячеистой, полосовой, скоплений дислокационных петель, сочетания петель дефектов упаковки с элементами ячеистой структуры. В припороговой области скоростей роста трещины преобладает чередование зон высокой и



низкой плотности дислокаций (рис. 4,а,б). По мере увеличения значений  $\Delta K$  отдельные области ячеистой структуры трансформируются в полосовую структуру, соответствующую разрушению по механизму формирования усталостных бороздок. Для полосовой структуры характерно отсутствие непрерывной дислокационной границы, отделяющей внутренние объемы полос от основного объема металла или смежной полосы (рис. 4,в). Вид ячеистой структуры, формирующейся в этом сплаве (рис. 4,з), отличается от таковой в области разрушения технически чистого титана [9, 11]. Стенки ячеек более широкие и не всегда замкнуты. Рядом с ячейками расположены области плоских дислокационных скоплений с очень высокой плотностью дислокаций в них. В то же время в данном сплаве обнаружены области с типом ячеистой структуры, характерной для технически чистого титана [9]. Причем если в основном объеме металла области с пониженным содержанием алюминия обычно располагались вблизи частиц интерметаллида  $Ti_3Al$ , то в зоне разрушения эти частицы вообще обнаружить не удалось. Следует отметить, что полосовая структура в этом сплаве не всегда формировалась не только в диапазоне значений  $\Delta K$ , соответствующих припороговому участку кинетической диаграммы, но и в области достаточно больших величин коэффициента интенсивности напряжений. Так, в случае разрушения по  $\alpha$ -пластинам, если трещина распространялась вдоль “ребер” пластин (рис. 4,д), она отсутствовала.

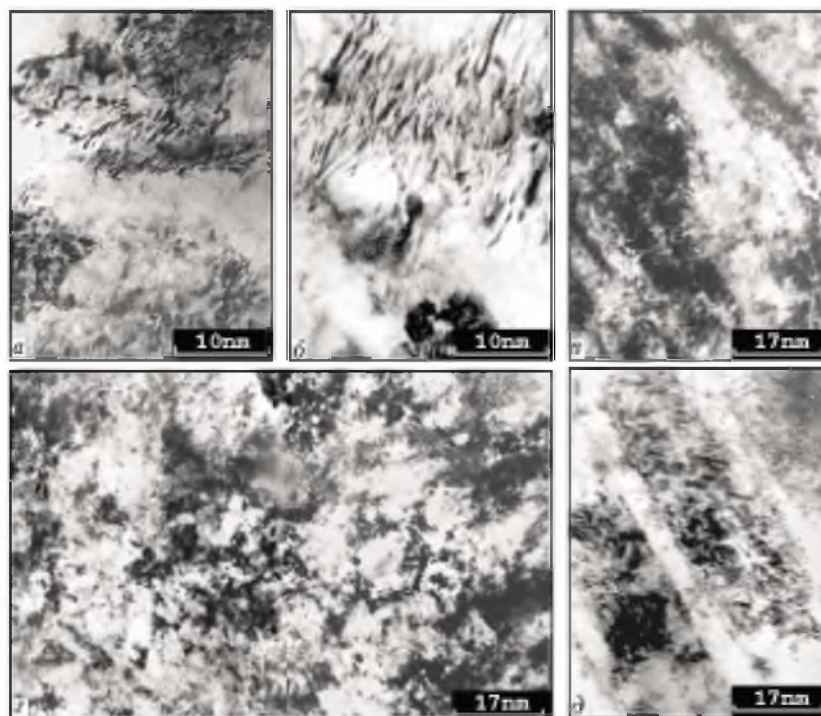


Рис. 4. Дислокационная структура материала в зоне разрушения образцов, испытанных на циклическую трещиностойкость: а –  $f = 140$  Гц,  $\Delta K = 6,3$  МПа $\sqrt{м}$ ; б –  $f = 10000$  Гц,  $\Delta K = 7,3$  МПа $\sqrt{м}$ ; в –  $f = 140$  Гц,  $\Delta K = 15,5$  МПа $\sqrt{м}$ ; з –  $f = 600$  Гц,  $\Delta K = 17$  МПа $\sqrt{м}$ ; д –  $f = 3000$  Гц,  $\Delta K = 7$  МПа $\sqrt{м}$ .

Изменение частоты нагружения мало влияет на характер дислокационной структуры, что иллюстрируют рис. 2–4.

**Обсуждение результатов.** Сопоставление характера структурных изменений на различных стадиях накопления усталостных повреждений показывает, что развивающаяся пластическая деформация наблюдается в ограниченном количестве локальных микрообъемов. Специфическим отличием этих микрообъемов от остального материала является, прежде всего, локальная концентрация напряжений. В связи с тем что в полуциклах растяжения и сжатия активны различные системы скольжения [12], влияние знака напряжений в условиях симметричного нагружения существенного значения не имеет. Так, например, сжимающие напряжения, снижая локальные результирующие напряжения в полуцикле растяжения, в большей или меньшей степени активизируют скольжение по соответствующим системам в полуцикле сжатия. Поэтому вторая важная характеристика микрообластей максимальных структурных изменений – благоприятная локальная кристаллографическая ориентировка по отношению к оси приложения нагрузки в комплексе с локальным химическим составом твердого раствора. В частности, преимущественное формирование плоских дислокационных скоплений в микрообъемах с пониженным содержанием интерметаллида  $Ti_3Al$  связано с локальным понижением величины энергии дефекта упаковки при переходе алюминия в твердый раствор в результате распада частиц  $\alpha_2$ -фазы. Обогащение матрицы алюминием затрудняет поперечное скольжение и образование сеток, способствуя формированию плоских скоплений. Формирование как плоских скоплений, так и сеток осуществляется главным образом в плоскостях призмы, скольжение по которым в системах  $Ti-Al$  инициируется в первую очередь [13].

Анализ темнопольных изображений, полученных при разных углах наклона фольги [14], показывает, что степень сравнительного развития структурных изменений в указанных микрообъемах по мере увеличения числа циклов нагружения также существенно зависит от ориентации действующей системы скольжения относительно оси приложения нагрузки. Межфазные границы, обогащенные частицами интерметаллида  $Ti_3Al$ , менее чувствительны к ориентации относительно оси приложения нагрузки, чем деформируемая скольжением  $\alpha$ -фаза. Вероятно, это обусловлено тремя основными факторами: более высокой прочностью  $\alpha$ -твердого раствора по сравнению с  $\beta$ -фазой, о чем свидетельствует образование двойниковых межфазных прослоек; локальной концентрацией напряжений вблизи частиц  $\alpha_2$ -фазы, связанной с микроструктурной и концентрационной по алюминию неоднородностью, и более высоким уровнем критических скалывающих напряжений по сравнению с напряжениями, необходимыми для разрушения интерметаллида. Последнее подтверждается преимущественным разрушением частиц  $\alpha_2$ -фазы и низким для сплава данного класса уровнем пластичности.

По-видимому, проявление ориентационной и кристаллографической чувствительности вследствие низкого уровня внешней нагрузки, соответ-

ствующей макроупругой области, – одно из объяснений наличия сравнительно большого количества “замороженных” в структурном отношении микрообъемов, т.е. прекративших свое развитие на определенной стадии нагружения (например, при  $N = 0,1N_p$  или  $0,5N_p$ ).

Структура зоны пластической деформации магистральной трещины в припороговой области значений  $\Delta K$  представляет собой дальнейшее логическое развитие структуры, сформированной на стадии накопления усталостных повреждений в основном объеме. Однако значительно более высокий, чем в основном объеме материала, локальный уровень напряжений даже в припороговом интервале значений  $\Delta K$ , обусловленный влиянием такого мощного концентратора, как вершина трещины, предопределяет особенности этой зоны.

Свидетельством исключительно высокого уровня напряжений в вершине трещины служит формирование, начиная с припороговых значений  $\Delta K$ , ячеистой структуры в материале с низким значением энергии дефекта упаковки, каковым является сплав ВТ18У. Активизация поперечного скольжения, в свою очередь, обеспечивает существенное повышение плотности дислокационных петель по сравнению с основным объемом. Присутствие в смежных микрообъемах плоских дислокационных скоплений, а также элементов ячеистой структуры различного вида, очевидно, связано с концентрационной неоднородностью алюминия. Кроме того, уровень локальных напряжений достаточно высок, чтобы ослабить факторы, игравшие заметную роль в течение инкубационного периода. Так, 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 то время как в области разрушения в процессе пластической деформации вынужден принимать участие практически весь микрообъем, попадающий в зону влияния вершины трещины. Например, по сравнению с периодом накопления усталостных повреждений на стадии развития усталостной трещины сохранена, но за счет высокого уровня напряжений значительно ослаблена роль локальных концентраторов напряжений и ориентационного соотношения кристаллографических плоскостей по отношению к оси приложения нагрузки. В частности, с одной стороны, отсутствие полосовой структуры в случае разрушения вдоль “ребер”  $\alpha$ -пластин независимо от величины  $\Delta K$  – свидетельство существенного влияния ориентации  $\alpha$ -колоний на вид дислокационной структуры. Однако, с другой стороны, практически полное отсутствие  $\alpha_2$ -фазы в зоне разрушения означает, что уровень напряжений в вершине трещины достаточен для ее разрушения независимо от ориентации плоскости залегания.

Отсутствие достаточно ярко выраженного влияния частоты нагружения на прочностные характеристики данного сплава по сравнению с технически чистым титаном и сплавом ВТ22 [4], вероятно, связано с охрупчивающим влиянием  $\alpha_2$ -фазы.



## Выводы

1. Эволюция структурных параметров сплава ВТ18У в период накопления усталостных повреждений, обусловленная главным образом формированием межфазных двойниковых прослоек и разрушением частиц  $\alpha_2$ -фазы, наблюдается в ограниченном числе микрообъемов на фоне большего количества возникающих, но не развивающихся областей структурных изменений и практически стабильного состояния остального материала. Характерной особенностью микрообъемов максимальных структурных изменений является их повышенная чувствительность к внешним нагрузкам, обусловленная благоприятной локальной кристаллографической ориентировкой, локальной концентрацией напряжений, повышенной структурной и концентрационной неоднородностью по алюминию.

2. Степень сравнительного развития структурных изменений в указанных микрообъемах по мере увеличения числа циклов нагружения существенно зависит от их кристаллографической чувствительности относительно оси приложения нагрузки, что обуславливает наличие сравнительно большого количества “замороженных” в структурном отношении микрообъемов, т.е. прекративших свое развитие на той или иной стадии нагружения.

3. Структура зоны пластической деформации магистральной трещины в припороговой области значений  $\Delta K$  представляет собой дальнейшее логическое развитие структуры, сформированной на стадии накопления усталостных повреждений в основном объеме. Однако значительно более высокий, чем в основном объеме материала локальный уровень напряжений, обусловленный влиянием вершины трещины, предопределяет особенности этой зоны. В частности, ослаблена роль локальных концентраторов напряжений и ориентационного соотношения кристаллографических плоскостей по отношению к оси приложения нагрузки.

4. Указанные закономерности справедливы в диапазоне частот циклического нагружения 100...10000 Гц. Изменение скорости циклического нагружения не влияет на кинетику структурных изменений, незначительно уменьшая размеры микрообластей максимальных структурных изменений в период накопления усталостных повреждений и размер элементов ячеистой структуры на стадии развития магистральной трещины.

## Резюме

Досліджена дислокаційна структура псевдо- $\alpha$ -сплаву системи Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, який випробовували на втому та циклічну тріщинотійкість в ідентичних умовах симетричного розтягу–стиску з частотами 100, 500, 3000 і 10000 Гц. Показано, що еволюція структури сплаву в період накопичення втомних пошкоджень спостерігається в обмеженій кількості мікрооб’ємів в області локальних концентраторів напружень на тлі значно більшої кількості зон структурних змін, що виникають, але не розвиваються, і практично незмінного стану решти матеріалу. На стадії розвитку магистральної тріщини структура зони пластичної деформації в її вістрі представляє собою подальший логічний розвиток структури, сформованої на стадії накопи-

чення втомних пошкоджень. Однак значно вищий, ніж в основному об'ємі матеріалу рівень напружень приводить до формування додаткових структурних елементів та послаблення ролі локальних концентраторів напружень. Вказані закономірності справедливі для всього досліджуваного діапазону частот циклічного навантаження. Зміна швидкості циклічного навантаження в незначній мірі зменшує розміри мікрообластей максимальних структурних змін у період накопичення втомних пошкоджень та розмір елементів комірчастої структури на стадії розвитку магістральної тріщини.

1. *Kocaiŋda S.* Zmęczenia niszczenie metali. – Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, 1972. – 450 p.
2. *Иванова В. С., Терентьев В. Ф.* Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
3. *Матохнюк Л. Е., Надеждин Г. Н., Яковлева Т. Ю., Варзонов И. В.* Исследование влияния частоты нагружения на дислокационную структуру титанового сплава ВТ18У в процессе накопления усталостных повреждений // Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения: Докл. III Всесоюз. семинара. – Киев: Наук. думка, 1983. – С. 68 – 71.
4. *Матохнюк Л. Е.* Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200 с.
5. *Elsukova T. F., Panin V. T., Angelova G. V.* Mesoscale level mechanisms of fatigue fracture of polycrystals // Int. Conf. "Math. Meth. Phys., Mech. and Mesomech/Fract" (Tomsk, 27–29 Aug., 1996): Abstr. – Tomsk, 1996. – P. 36 – 37.
6. *Brown M. W.* Interfaces between short, long and non-propagation cracks // The Behavior of Short Fatigue Cracks / Eds. K. J. Miller, E. R. de los Rios. – EGF Publication. – London: MEP Institution Mechanical Engineers, 1986. – 1. – P. 423 – 439.
7. *Navarro A., de los Rios E. R.* A model for short fatigue crack propagation with an interpretation of the short-long crack transition // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 1987. – 10. – P. 169 – 186.
8. *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.
9. *Yakovleva T. Yu.* Micromodel presentation of the fatigue crack propagation process in  $\alpha$ -titanium // Механическая усталость металлов.: Тр. Международн. коллокви., Киев, 13–17 мая, 1991. – Киев, 1992. – Т. 2. – С. 132 – 139.
10. *Титановые сплавы.* Металлография титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
11. *Матохнюк Л. Е., Яковлева Т. Ю.* Влияние частоты нагружения на закономерности и микромеханизмы роста усталостных трещин в титановых сплавах // Пробл. прочности. – 1988. – № 1. – С. 21 – 31.

12. Берштейн М. Л., Займовский В. А. Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1970. – 472 с.
13. Колачев Б. А. Физическое металловедение титана. – М.: Металлургия, 1976. – 184 с.
14. Электронно-микроскопические изображения дислокаций и дефектов упаковки: Справочное руководство / Под ред. В. М. Косевича, Л. С. Палатника. – М.: Наука, 1976. – 224 с.

Поступила 30. 12. 99