

Закономерности развития магистральной трещины и эволюции дислокационной структуры в зоне разрушения сплава VT22 при различных частотах циклического нагружения

Т. Ю. Яковлева

Институт проблем прочности НАН Украины, Киев, Украина

Исследована взаимосвязь между дислокационной структурой в зоне разрушения и фрактурграфическими особенностями развития магистральной трещины в сплаве системы Ti–5%Al–5%V, испытанного на циклическую трещиностойкость в условиях симметричного растяжения–сжатия с частотами 140, 600 Гц и 3, 10 кГц. Показано, что преобладающими типами дислокационной структуры являются ячеистая в припороговой области значений ΔK и полосовая в остальном интервале величин коэффициента интенсивности напряжений. Этому типу структуры при всех частотах нагружения соответствует наиболее характерный для исследованного сплава микромеханизм разрушения – путем формирования усталостных бороздок. В области низких значений ΔK формирование указанных типов субструктуры и, как следствие, бороздок усталости чаще всего осуществляется вдоль определенных кристаллографических плоскостей и направлений. По мере роста значений ΔK кристаллографическая чувствительность трещины снижается. Влияние частоты нагружения на закономерности и механизмы роста усталостной трещины определяется двумя основными факторами: процессами пластической деформации в вершине трещины в период подготовки материала к разрушению и взаимодействием фронта трещины с исходными и сформировавшимися элементами структуры и субструктуры. Появление элементов хрупкого разрушения с увеличением частоты нагружения обусловлено повышенной чувствительностью β -фазы к скорости нагружения.

Ключевые слова: циклическое нагружение, частота, усталостная трещина, зона разрушения, дислокационная структура, микромеханизмы разрушения.

Введение. Известно, что скорость циклического нагружения оказывает существенное влияние на характеристики усталостной прочности и циклической трещиностойкости [1]. С другой стороны, установленным фактом является влияние параметров зоны пластической деформации в вершине трещины на характеристики усталостного разрушения [2]. Поэтому для анализа механизмов, контролирующих частотную зависимость характеристик циклической трещиностойкости, необходимы совместные исследования параметров зоны пластической деформации в вершине трещины, в частности дислокационной структуры и микромеханизмов разрушения.

Анализ структурного состояния зоны пластической деформации обычно проводят в сечении, параллельном либо перпендикулярном плоскости излома. Фольги для этого вырезают из основного металла на некотором (0,1...0,2 мм) расстоянии от поверхности разрушения или от вершины трещины [3] либо поверхность разрушения сполировывают [4]. В таком случае непосредственное сопоставление вида поверхности разрушения и соответствующей дислокационной структуры не всегда возможно. В связи с этим в настоящей работе использована методика прицельного одновременного получения фольг и оксидных реплик из неповрежденной (не подвергавшейся обработке) поверхности разрушения титанового сплава VT22, испытанного в

диапазоне частот нагружения 140 Гц ... 10 КГц. Это позволило провести анализ дислокационной структуры непосредственно в зоне усталостного разрушения и сопоставление с микромеханизмами 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 [5]. В стабильном состоянии сплав содержит от 45 до 50% β -фазы и обладает достаточно высокой степенью гетерогенности структуры. Режим термообработки указанного сплава приведен в [1]. Его механические свойства следующие: $\sigma_B = 1189$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1090$ МПа, $\delta = 11,9\%$, $\psi = 23,4\%$, $E = 1,12 \cdot 10^5$ МПа.

Испытания осуществляли при 140, 600 Гц, а также 3 и 10 КГц. Для испытаний на всех частотах нагружения использовали образцы одинаковых размеров и формы (рис. 1,а). Геометрия образцов обеспечивала выполнение условия плоской деформации в устье трещины в течение всего исследуемого периода ее распространения. Постоянная влажность воздуха и коррозионная стойкость сплава позволили исключить влияние окружающей среды на частотную зависимость скорости роста трещины.

С целью изучения влияния частоты циклического нагружения на механизмы усталостного разрушения проведены макро- и микрофрактографические исследования, а также анализ дислокационной структуры непосредственно в зоне разрушения. Макрорельеф изломов изучали на оптическом и растровом электронном микроскопе. Микроособенности строения поверхности разрушения исследовали на растровом микроскопе CamScan, с использованием оксидных реплик – на просвечивающем микроскопе Jem-200. Поверхность разрушения анализировали в направлении от боковой поверхности образца к центру излома (на рис. 1,г координата X) при фиксированных значениях ΔK (на рис. 1,г координата Y). Шаг усталостных бороздок определяли методом секущей путем обработки изображений всех микрообластей (от трех до десяти) с бороздчатым рельефом в пределах зоны сканирования. В каждой микрообласти шаг определяли как среднее для 5–20 бороздок. При наклоне образца относительно пучка электронов делали соответствующую поправку на угол наклона.

Для анализа дислокационной структуры из выбранного участка поверхности разрушения образца вырезали трехмиллиметровые диски (рис. 1,б) с координатами центра X_0, Y_0 относительно края излома и расстояния от дна надреза соответственно (рис. 1, д), которые затем подвергали односторонней шлифовке и электрополировке [6]. Вторую сторону дисков, представляющую собой поверхность разрушения, покрывали специальной защитной пленкой, которую после электрополировки удаляли растворителем. Метка в области касания края фольги и образца (на рис. 1,д точка A) служила репером при установке образца в микроскоп и определении координат X_1, Y_1 “прозрачной” области относительно центра фольги.

Суммарные значения $X_0 + X_1$ и $Y_0 + Y_1$ близки к координатам X, Y , что дало возможность установить ориентацию исследуемой области относительно направления развития магистральной трещины и сопоставить ее с РЭМ-изображением. Режимы электрополировки позволяли на одном и том

же диске получать достаточно “прозрачные” области для исследования дислокационной структуры и участки оксидных реплик (рис. 1,в), использовавшиеся для детального анализа рельефа поверхности разрушения.

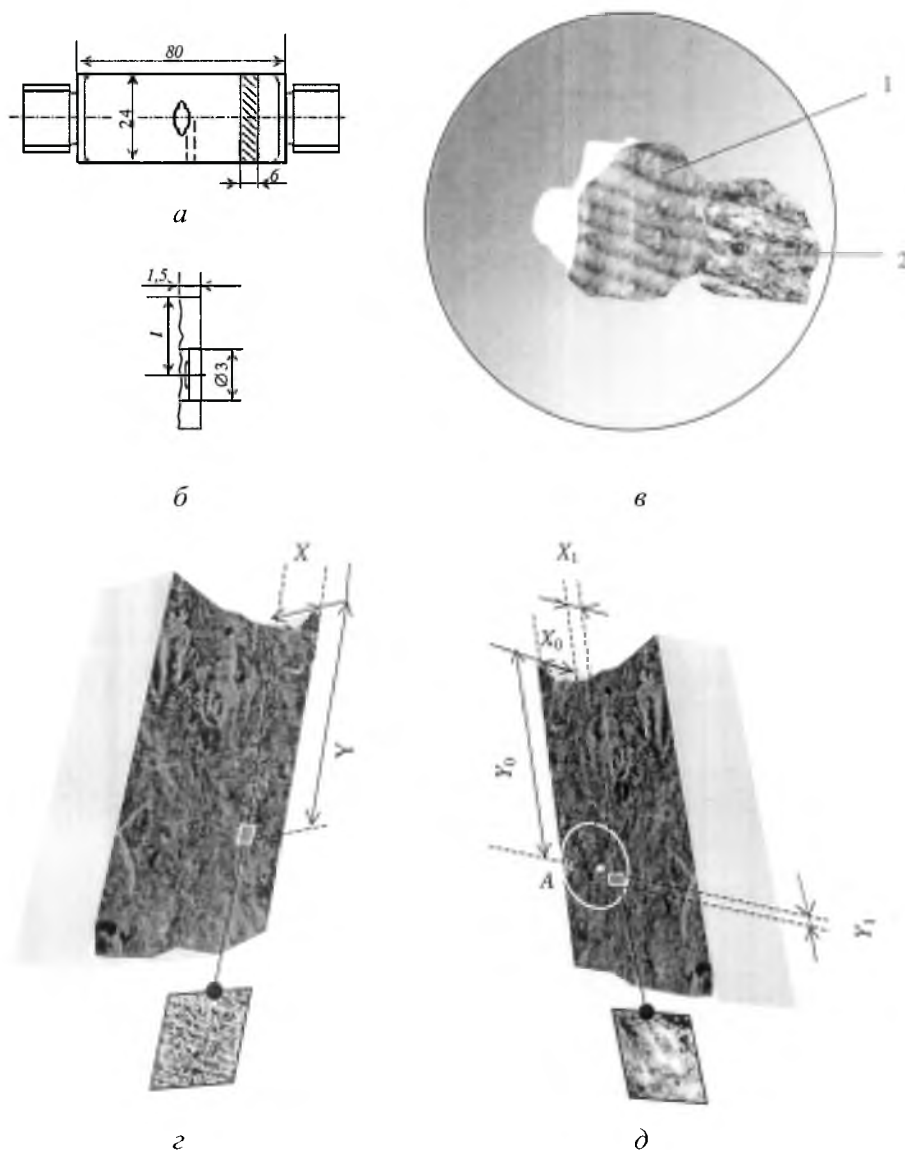


Рис. 1. Образец для испытаний на усталость (а) и соответствующие схемы вырезки фольг (б, д), ориентации анализируемых РЭМ-изображений на поверхности разрушения (г), участков оксидной реплики в фольге для просвечивающей микроскопии (в): 1 – реплика; 2 – “прозрачный” участок фольги.

Полученные фольги просматривали в электронном микроскопе JEOL-1000000 с ускоряющим напряжением 1000 кВ, а некоторые участки оксидных реплик – в электронном микроскопе JEM-200 с ускоряющим напряжением 150 кВ.

Структурные и фрактографические исследования проводили на образцах при фиксированных значениях коэффициента интенсивности напряжений, соответствующих различным участкам кинетических диаграмм усталостного разрушения (рис. 2).

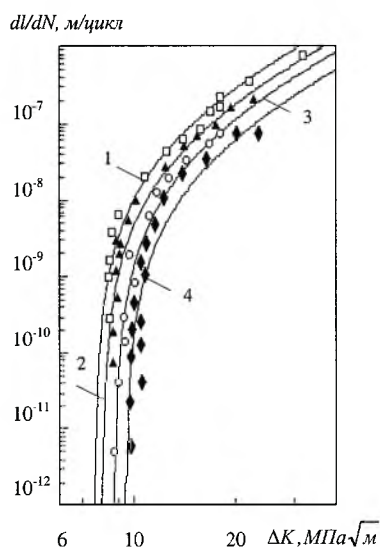


Рис. 2. Кинетические диаграммы усталостного разрушения титанового сплава ВТ22 [1], испытанного при различных частотах нагружения: 1 – $f = 140$ Гц; 2 – $f = 600$ Гц; 3 – $f = 3$ кГц; 4 – $f = 10$ кГц.

Результаты исследований. Во всем исследованном диапазоне частот нагружения макроизломы сплава обладают развитым, хорошо выраженным рельефом (рис. 3). Для припорогового интервала скоростей роста трещины характерно наличие мелких фасеток (на рис. 3,а,г,ж,к стрелки), которые по мере роста значений ΔK увеличиваются, становятся более четко ограниченными (рис. 3,б,д,з,л). При этом чем крупнее фасетки, тем менее остры их грани, и излом постепенно приобретает волнистое строение (рис. 3,в,е,и,м).

Увеличение частоты нагружения сопровождается появлением мелких внутризеренных фасеток на фоне рельефа, характерного для низкочастотного нагружения, что свидетельствует о некотором охрупчивании материала. Поверхность фасеток, представляющих собой участки α -фазы, иногда покрыта системами полос скольжения, расположенными под углом к направлению распространения трещины (рис. 4,а). Однако чаще всего разрушение α -фазы осуществляется за счет формирования усталостных бороздок (рис. 4,б–г,ж). В интервале значений ΔK , близких к припороговым участкам диаграмм, величина шага усталостных бороздок и их направление в большой степени зависят от фазовой составляющей, по которой происходит разрушение, и ее кристаллографической ориентации относительно прикладываемой нагрузки (рис. 4,б). Последнее обстоятельство позволяет контролировать величину локальной скорости роста усталостной трещины и пороговых значений коэффициента интенсивности напряжений [7]. Разрушение путем разъединения по межфазной поверхности и сколом, как правило, осуществляется в местах выхода частиц мартенситной ω -фазы, а также

вдоль межфазных α/β прослоек со стороны β -фазы (рис. 4,д,е,и). Если линия фронта трещины перпендикулярна к оси двойников, то разрушение происходит вдоль поверхности двойниковых пластин (рис. 4,з).

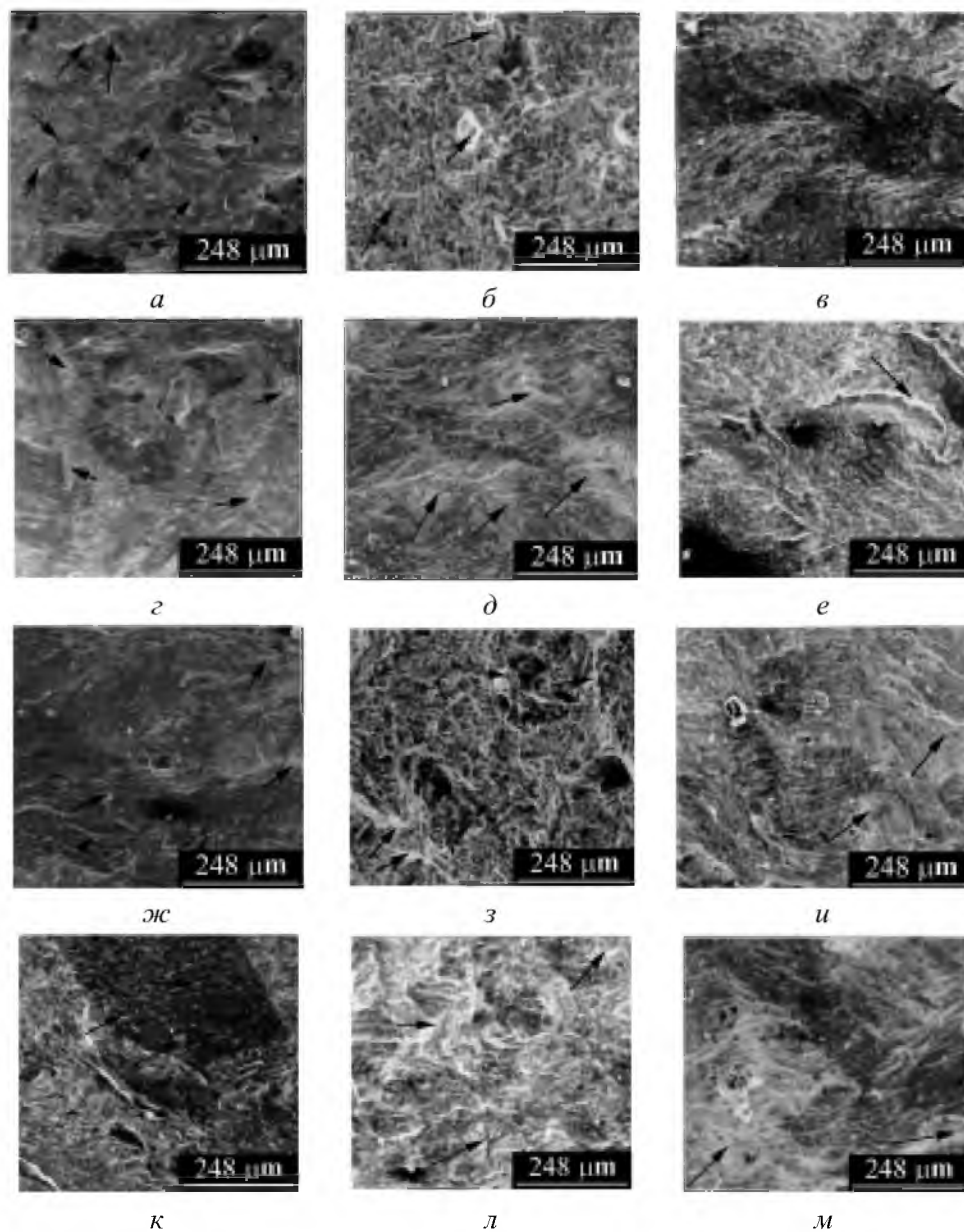


Рис. 3. Макроизломы образцов после испытаний: *a* – $f = 140$ Гц, $\Delta K = 8,0...8,5$ МПа·м^{1/2}; *б* – $f = 140$ Гц, $\Delta K = 9...14$ МПа·м^{1/2}; *в* – $f = 140$ Гц, $\Delta K = 15...20$ МПа·м^{1/2}; *г* – $f = 600$ Гц, $\Delta K = 8,5...9,0$ МПа·м^{1/2}; *д* – $f = 600$ Гц, $\Delta K = 9,5...14,0$ МПа·м^{1/2}; *е* – $f = 600$ Гц, $\Delta K = 15...18$ МПа·м^{1/2}; *ж* – $f = 3$ кГц, $\Delta K = 9,5...10,0$ МПа·м^{1/2}; *з* – $f = 3$ кГц, $\Delta K = 10,5...14,0$ МПа·м^{1/2}; *и* – $f = 3$ кГц, $\Delta K = 15...18$ МПа·м^{1/2}; *к* – $f = 10$ кГц, $\Delta K = 10,5...11,0$ МПа·м^{1/2}; *л* – $f = 10$ кГц, $\Delta K = 11,5...14,0$ МПа·м^{1/2}; *м* – $f = 10$ кГц, $\Delta K = 15...20$ МПа·м^{1/2}.

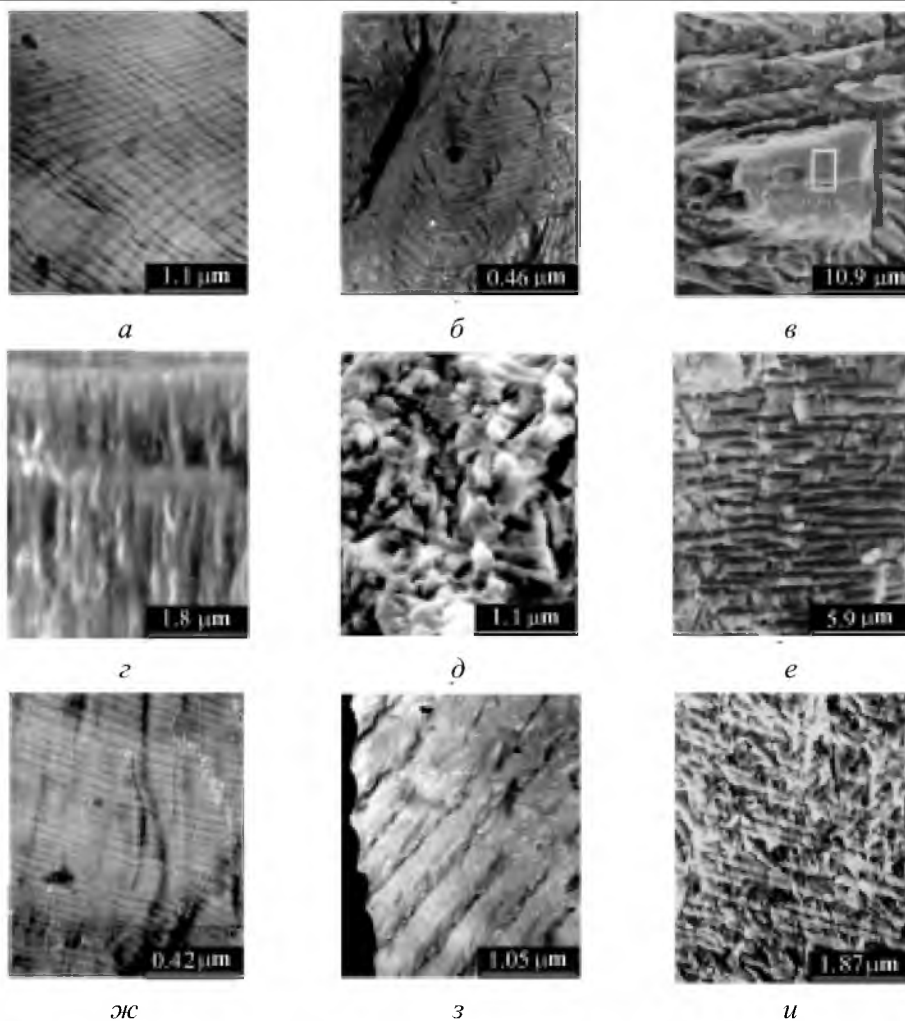


Рис. 4. Микрофрактограммы образцов после испытаний: *a* – $f = 140$ Гц, $\Delta K = 9$ МПа·м^{1/2}; *б* – $f = 140$ Гц, $\Delta K = 11$ МПа·м^{1/2}; *в*, *г* – $f = 140$ Гц, $\Delta K = 14$ МПа·м^{1/2}; *д* – $f = 600$ Гц, $\Delta K = 10,2$ МПа·м^{1/2}; *е* – $f = 600$ Гц, $\Delta K = 12$ МПа·м^{1/2}; *ж* – $f = 3$ кГц, $\Delta K = 8,2$ МПа·м^{1/2}; *з* – $f = 10$ кГц, $\Delta K = 10$ МПа·м^{1/2}; *и* – $f = 10$ кГц, $\Delta K = 16$ МПа·м^{1/2}. (Стрелками указано направление развития магистральной трещины.)

Применение дифракционной микроскопии непосредственно в зоне разрушения показало (рис. 5), что сплав характеризуется разнообразными видами дислокационных структур, которым соответствуют конкретные микро-механизмы разрушения. Поскольку размер анализируемой области при использованном увеличении (например, 65000 для рис. 5,*a*) не превышал 1 мкм, изменение толщины фольги, связанное с микрорельефом поверхности разрушения в пределах этой области, также было незначительным и не оказывало существенного влияния на качественную картину дислокационной структуры. Так, при разрушении по крупным α -пластинам, особенно в припороговой области значений ΔK , наблюдается обычное чередование областей с высокой и низкой плотностью дислокаций (рис. 5,*a*), характерное

для α -титана [8]. Областям разрушения сколом и путем разъединения по межфазным поверхностям отвечают выходы на поверхность изломов “ребер” крупных α -пластин и мелких α -частиц, двойников отжига α -фазы, которым чаще всего соответствует характерная дислокационная структура, приведенная на рис. 5,б. Причиной разрушения по межфазным поверхностям является наличие внутренних напряжений на межфазных границах, возникающих за счет разницы между термическими и упругими свойствами фаз [9].

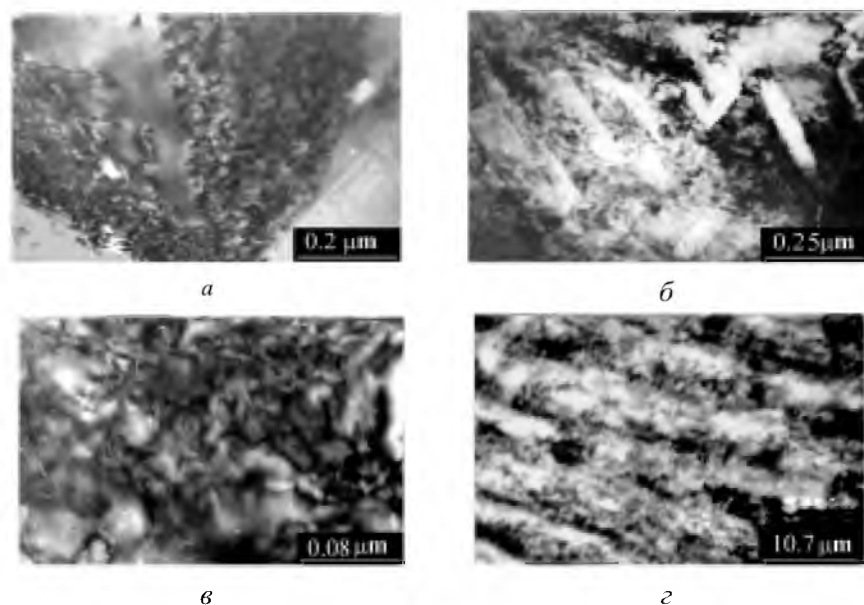


Рис. 5. Дислокационная структура материала в зоне разрушения образцов: *a* – $f = 600$ Гц, $\Delta K = 8,7$ МПа·м^{1/2}; *б* – $f = 10$ кГц, $\Delta K = 14$ МПа·м^{1/2}; *в* – $f = 600$ Гц, $\Delta K = 8,5$ МПа·м^{1/2}; *г* – $f = 140$ Гц, $\Delta K = 14$ МПа·м^{1/2}.

Формирование ячеистой (рис. 5,в) и полосовой (рис. 5,г) структуры осуществляется в микрообъемах, впоследствии разрушающихся по механизму бороздчатости. Детальный анализ внутреннего строения полос показал, что при низкочастотном нагружении они представляют собой протяженные области шириной от нескольких ячеек до десятка и более, разориентированные относительно друг друга. С увеличением частоты нагружения, а в некоторых случаях и с ростом значений ΔK , плотность дислокаций внутри полос возрастает и в отдельных микрообъемах становится настолько велика, что ячейки вообще не различаются. Повышение частоты нагружения сопровождается уменьшением ширины полос полосовой структуры и шага усталостных бороздок. Изменение величины коэффициента интенсивности напряжений, как правило, не влияет на средний размер ячеек в исследованном диапазоне частот нагружения.

Прерывистые и разориентированные элементы структуры внутри бывших β -зерен приводят к нелинейному развитию магистральной трещины и вторичному растрескиванию, вызывающим в итоге уменьшение скорости трещины. Подобный механизм разрушения не связан непосредственно с

общей пластичностью материала [10]. В частности, если трещина распространяется из “жесткой” фазы в “мягкую”, то максимальные напряжения достигаются на поверхности раздела фаз со стороны фазы, содержащей трещину, и могут быть во много раз больше, чем напряжения непосредственно перед вершиной трещины. Благодаря этому облегчается возможность образования вторичных трещин на границе раздела. Различие между упругими свойствами α - и β -фаз, находящихся в равновесии, является следствием одновременного легирования сплава алюминием и β -изоморфными стабилизаторами [11]. В целом фазовое и структурное состояние материала оказывает влияние на тип дислокационной структуры в зоне разрушения в случае, если разница в характеристиках упругости и пластичности структурных и фазовых составляющих достаточно велика, а расстояние между ними сопоставимо с локальной скоростью роста трещины, определенной по шагу усталостных бороздок.

Обсуждение результатов. Сопоставление вида поверхности разрушения и характеристик соответствующей дислокационной структуры исследуемого сплава, испытанного при различных частотах нагружения, свидетельствует о следующем. Независимо от частоты нагружения разрушению по механизму бороздчатости соответствует ячеистая структура в припороговом интервале скоростей роста трещины и полосовая на остальной части кинетической диаграммы усталостного разрушения. 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 [12]). Появление ячеистой структуры в легированной β -фазе, обладающей еще более низкой (около 15 эрг/см^2 [12]) чем α -фаза величиной энергии дефекта упаковки, – следствие увеличения локальных напряжений в вершине трещины по мере роста значений ΔK . Наличие в припороговом интервале значений коэффициента интенсивности напряжений наряду с ячеистой структурой слабдеформированных областей, соответствующих плоскостям кристаллографического скола, свидетельствует о том, что на данном участке диаграммы подготовка материала к разрушению в течение длительного периода нагружения осуществляется лишь на некоторых участках фронта, характеризующихся благоприятной кристаллографией, пониженной прочностью, локально высокими значениями ΔK за счет внутренних микронапряжений и т.д. Завершается этот процесс разрушением указанных микрообъемов по механизму формирования усталостных бороздок и “подтягиванием перемычек” путем кристаллографического скола. С ростом частоты циклического нагружения пороговые значения ΔK возрастают, что связано с частотной зависимостью процесса пластической деформации в вершине трещины [13].

По мере роста значений ΔK количество слабдеформированных объемов уменьшается, появляются элементы полосовой структуры, ширина полос которой совпадает с шагом усталостных бороздок. Изменяется соотношение между относительными значениями площади излома, соответству-

ющей разрушению за счет разных микромеханизмов (кристаллографический скол, бороздки, разрушение по двойниковым и межфазным поверхностям, по границам матрица–дефект упаковки и пр.). При величинах ΔK , близких к указанным ниже, по-видимому, реализуется некоторое критическое соотношение микромеханизмов разрушения. Изменяется угол наклона касательной к кинетической диаграмме усталостного разрушения относительно оси абсцисс, а гладкая поверхность макроизлома сменяется более развитой.

Значения ΔK , соответствующие изменению угла наклона касательной к кинетической диаграмме усталостного разрушения относительно оси абсцисс, приведены ниже.

f , Гц	140	600	3000	10000
ΔK , МПа \cdot м ^{1/2}	8,8	9,2	10,0	11,5

Область значений ΔK , соответствующая выпуклой части диаграммы, характеризуется наиболее “пестрой” дислокационной структурой и смешанным механизмом разрушения, включающим появление элементов ямочного рельефа. Заканчивается этот участок диаграммы при близких для всех частот нагружения значениях $\Delta K \cong 14$ МПа \cdot м^{1/2}, соответствующих началу области совпадения макроскопической скорости роста трещины и шага усталостных бороздок. Для участка диаграммы, соответствующего $\Delta K > 14$ МПа \cdot м^{1/2}, характерна преимущественная трансформация ячеистой структуры в полосовую и максимальная по сравнению с другими участками диаграммы доля разрушения за счет формирования усталостных бороздок. Разброс величины шага бороздок в этой части диаграммы минимален, что свидетельствует о сравнительно равномерном продвижении фронта трещины. Строение макроизлома волокнистое, с направлением “волокон”, близким к направлению роста макротрещины.

Основные микромеханизмы развития трещины сохраняются во всем исследованном диапазоне скоростей циклического нагружения. Однако с повышением частоты нагружения уменьшается ширина полос в полосовой дислокационной структуре и соответственно величина шага усталостных бороздок. Одновременно появляются элементы хрупкого разрушения. Эффект охрупчивания сплава ВТ22 может быть связан как с присутствием β -фазы, для которой характерен более высокий по сравнению с α -титаном рост и сближение величин $\sigma_{0,2}$ и σ_B при увеличении скорости нагружения [12], так и с локализацией деформации вблизи межфазных границ.

Заключение. Исключительно высокий уровень напряжений в вершине трещины приводит к реализации механизмов поперечного скольжения в зоне разрушения даже тех фазовых составляющих, в которых низкое значение энергии дефекта упаковки затрудняет этот процесс. Результатом является преобладание характерных типов дислокационной структуры: ячеистой в припороговой области значений ΔK и полосовой в остальном интервале величин коэффициента интенсивности напряжений. Такому типу структуры

при всех частотах нагружения соответствует наиболее характерный для исследованного сплава микромеханизм разрушения – путем формирования усталостных бороздок. В области низких значений ΔK формирование указанных типов субструктуры и, как следствие, бороздок усталости чаще всего осуществляется вдоль определенных кристаллографических плоскостей и направлений. По мере роста значений ΔK кристаллографическая чувствительность трещины снижается.

Влияние частоты нагружения на закономерности и механизмы роста усталостной трещины определяется двумя основными факторами: процессами пластической деформации в вершине трещины в период подготовки материала к разрушению и взаимодействием фронта трещины с исходными и сформировавшимися элементами структуры и субструктуры. Появление элементов хрупкого разрушения с увеличением частоты нагружения обусловлено повышенной чувствительностью β -фазы к скорости нагружения.

Резюме

Досліджено взаємозв'язок між дислокаційною структурою в зоні руйнування і фрактографічними особливостями розвитку магістральної тріщини в сплаві системи Ti–5%Al–5%V, що випробовували на циклічну тріщиностійкість за умов симетричного розтягу–стиску з частотами 140, 600 Гц та 3, 10 кГц. Показано, що переважаючими типами дислокаційної структури є комірчаста в припороговій області значень ΔK та полосова в решті інтервалу величин коефіцієнта інтенсивності напружень. Цьому типу дислокаційної структури в усьому інтервалі частот навантаження відповідає найбільш характерний для даного сплаву микромеханізм руйнування – шляхом формування втомних борозенок. В області низьких значень ΔK формування вказаних типів субструктури та, як наслідок, борозенок втомних найчастіше спостерігається уздовж визначених кристаллографічних площин та напрямків. По мірі росту значень ΔK кристаллографічна чутливість тріщини знижується. Вплив частоти навантаження на закономірності та механізми росту втомної тріщини визначається двома основними факторами: процесами пластичної деформації у вістрі тріщини в період підготовки матеріалу до руйнування і взаємодією фронту тріщини з початковими і сформованими під час навантаження елементами структури та субструктури. Поява елементів крихкого руйнування за умов високої частоти навантаження пов'язана з підвищеною чутливістю β -фазы до швидкості навантаження.

1. Матохнюк Л. Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200 с.
2. Трощенко В. Т., Покровский В. В., Прокопенко А. В. Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении. – Киев: Наук. думка, 1987. – 256 с.
3. Lukas P. Models for ΔK_{th} and near-threshold fatigue crack growth // Fatigue'84: Proc. 2th Int. Conf. Fatigue and Fatigue Thresholds. – Birmingham, 3–7 Sept., 1984. – Vol 2. – Warley, 1984. – P. 479 – 495.

4. *Ahmed J., Wilkinson A. J., and Roberts S. G.* Examination of dislocation substructures in fatigued Cu using electron channeling contrast imaging // *Fatigue'99.: Proc. 7th Int. Congress.* – Beijing, China, 8–12 June, 1999. – Vol. 1. – Beijing: Higher Education Press, 1999. – P. 223 – 228.
5. *Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов.* – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
6. *Бадан В. Е., Варзонов И. В., Надеждин Г. Н. и др.* Методика получения фольг α - и $(\alpha + \beta)$ -титана для электронной микроскопии // *Завод. лаб.* – 1981. – № 12. – С. 67 – 68.
7. *Матюхнюк 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.
8. *Vandre Velde G. P. and Kon D. A.* Stage I fatigue crack propagation in titanium alloy single crystals // *Fatigue 84: Proc. 2th Int. Conf. Fatigue and Fatigue Thresholds.* – Birmingham, 3–7 Sept., 1984. – Vol 2. – Warley, 1984. – P. 411 – 421.
9. *Lavrentev F. F., Pochil Yu. A., and Dudko P. P.* Structure and work hardening of titanium alloys in the temperature range 4.2 to 300 K // *Czechs. J. Phys.* – 1986. – **36**, No. 3. – P. 478 – 486.
10. *Колачев Б. А., Мальков А. В.* Физические основы разрушения титана. – М.: Металлургия, 1983. – 160 с.
11. *Swenson D. O. and Rau C. A.* Investigation of $(\alpha + \beta)$ -titanium // *Int. J. Fract. Mech.* – 1970. – **6**, No. 4. – P. 365 – 377.
12. *Колачев Б. А.* Физическое металловедение титана. – М.: Металлургия, 1976. – 184 с.
13. *Яковлева Т. Ю.* Дислокационная структура титанового сплава ВТ22 в условиях циклического нагружения с различными частотами // *Пробл. прочности.* – 2000. – № 4. – С. 33 – 44.

Поступила 20. 02. 2001