

УДК 629.735.084

## Принципы физической мезомеханики на наноструктурном уровне усталости металлов. Часть I. Модель зарождения усталостных трещин под поверхностью в титановом сплаве VT3-1

А.А. Шанявский, М.Д. Банов, Т.П. Захарова

Государственный центр «Безопасность полетов на воздушном транспорте», а/я 54, аэропорт Шереметьево-1, Московская обл., 141426, Россия

Проведены испытания титанового сплава VT3-1 в области перехода от зарождения трещин с поверхности и под поверхностью. В процессе испытаний момент зарождения трещин под поверхностью регистрировался методом акустической эмиссии. Предложена модель формирования очага разрушения и начальной зоны разрушения материала вокруг очага, основанная на представлении о сжатии материала и вращении его объемов на наноструктурном уровне. Возникновение начальной очаговой фасетки разрушения рассмотрено как процесс насыщения плоскостей скольжения газами при проявлении материалом в локальном объеме сверхпластичного состояния. Предложенная модель позволяет объяснить многие эффекты в поведении металлов при циклическом нагружении, которые ранее не имели физического объяснения.

*Ключевые слова:* усталость, трещина под поверхностью, фрактография, акустическая эмиссия, мезо- и наномир, титановый и жаропрочный сплав, синергетика, частично замкнутая система

## Principles of physical mesomechanics of nanostructural fatigue of metals. Part I. Model of subsurface fatigue crack nucleation in VT3-1 titanium alloy

A.A. Shanyavskiy, M.D. Banov and T.P. Zakharova

State Center of Flight Safety for Civil Aviation, Moscow, 141426, Russia

In the work, we tested VT3-1 titanium alloy for fatigue in the transition region between surface and subsurface crack nucleation. In the tests, subsurface crack nucleation was recorded by the acoustic emission method. A model of the formation of a fracture nucleus and an initial fracture zone around the nucleus was proposed starting from the concept of compression of material and rotation of its volumes at the nanostructural level. The origination of an initial fracture facet was considered as saturation of slip planes with gases where superplasticity arises in a local material volume. The proposed model allows physical understanding of many hitherto inexplicable effects in the behavior of metals under cyclic loading.

*Keywords:* fatigue, subsurface crack, fractography, acoustic emission, meso- and nanoworld, titanium and high-resistant alloy, synergetics, partially closed system

### 1. Введение

Основным достижением физической мезомеханики следует считать однозначное доказательство того факта, что решающую роль в зарождении усталостных трещин в металлах играют нелинейные поворотные моды деформации и разрушения [1–5]. Они развиваются в силу неоднородности деформации поверхностных слоев и

интерфейсов, где выявлена принципиально новая структура типа «шахматной доски» [4]. Экспериментально показано, что поверхностный слой металла генерирует во внутренний объем все виды деформационных дефектов, что определяет способность металла накапливать их критическую плотность перед возникновением трещины.

Благодаря достижениям физической мезомеханики произошло радикальное изменение в понимании поведения металла как открытой синергетической системы [2] при накоплении повреждений в процессе циклического нагружения. С позиций физической мезомеханики это выражено в том, что главную, решающую и доминирующую роль в разрушении металла играет его поверхность. Поэтому именно интенсивность обменных процессов энергией металла с окружающей средой определяет длительность процесса зарождения усталостных трещин.

Физическая мезомеханика показала, что эволюция состояния металла под действием переменной во времени нагрузки вплоть до разрушения в области малоциклового и многоциклового усталости соответствует поведению открытой системы, для которой свойством сопротивляться внешней циклической нагрузке являются вид, скорость и интенсивность обменных процессов в поверхностном слое. Роль внутренних объемов металла в сопротивлении усталости резко снижается по мере удаления от поверхности.

Вот почему основные усилия в увеличении долговечности металла при циклическом нагружении были направлены на понижение скорости обменных процессов его поверхности с окружающей средой путем создания слоистых поверхностей и использования иных технологических приемов, связанных с изменением свойств поверхностного слоя [6].

Однако при малых амплитудах деформации (или напряжения) при циклическом нагружении оказалось, что зарождение трещин происходит под поверхностью [7–10]. Могут быть реализованы три различных ситуации: 1) трещина зарождается на включении, 2) на стыке зерен, 3) начальным участком разрушения может быть гладкая фасетка квазискола. Последняя ситуация характерна для титановых и никелевых жаропрочных сплавов [10, 11]. Очаг разрушения может быть удален от поверхности на глубину несколько миллиметров. Это ставит под сомнение не только решающую роль поверхности, но даже возможность влияния на зарождение трещин под поверхностью обменных процессов поверхностного слоя с окружающей средой.

При рассмотрении процесса зарождения усталостной трещины под поверхностью металла исходят из того, что трещина как формируемая несплошность на удалении от поверхности может быть создана в вакууме [9]. Применительно к титановым сплавам существует аналогия в характере рельефа излома, когда разрушение происходит в вакууме с поверхности и когда начальная зона разрушения сформирована под поверхностью. Это служит обоснованием того, что под поверхностью трещина формируется в вакууме.

Помимо этого, не делается различий в напряженном состоянии материала в зависимости от расположения

зоны очага разрушения. Однако напряженное состояние существенно отличается на поверхности и во внутреннем объеме, где металл имеет возможность деформироваться в одной или нескольких кристаллографических плоскостях, ориентированных произвольно к поверхности. Следствием этого является многообразие сформированных деформационных рельефов поверхности образца, выявленных и описанных в рамках физической мезомеханики.

Во внутреннем объеме металл не имеет возможности реализовать в полной мере те механизмы деформации, что протекают у свободной поверхности. Этому препятствует его объемное напряженное состояние, которое соответствует гидростатическому состоянию. При прочих равных условиях длительность процесса накопления повреждений тем больше, чем больше объем пластически деформируемого материала. На поверхности материал может накапливать повреждения без формирования свободной поверхности более длительное время, чем во внутренних объемах, поскольку он находится в условиях двухосного напряженного состояния. В этом случае объем металла, в котором можно накопить дефекты, больше, чем в случае напряженного состояния, близкого к гидростатическому. Если бы была идеализированная возможность исключить влияние окружающей среды на обменные процессы энергией с нею поверхности металла, то зарождение трещин с поверхности не могло бы иметь место. Так, например, испытания образцов из высокопрочной стали после термообработки на воздухе и в вакууме показали [9], что переход к зарождению трещины под поверхностью происходит при напряжении в два раза более высоком в случае термообработки в вакууме, чем после термообработки на воздухе. Для сплава Ti–6Al–4V показано, что при его испытании в вакууме переход к зарождению трещины под поверхностью реализуется при более высоком напряжении, чем при испытании на воздухе при одинаковом состоянии поверхности после термообработки [12]. Все это свидетельства влияния насыщенности поверхности газовой средой, которая влияет на накопление повреждений в поверхностном слое металла и опережающе, по отношению к внутренним объемам, определяет зарождение трещин с поверхности.

Сложная структура металла приводит к неоднородности напряженного состояния по всему объему образца. В результате этого в условиях гидростатики неизбежна для металла необходимость формирования вихревых потоков для накопления повреждений, что продемонстрировано в рамках физической мезомеханики численными методами моделирования процессов деформации вдали от поверхности при растяжении поликристалла алюминия [13]. Оказалось, что на определенном этапе деформации во внутреннем объеме металла могут возникать вихревые потоки дефектов (рис. 1).

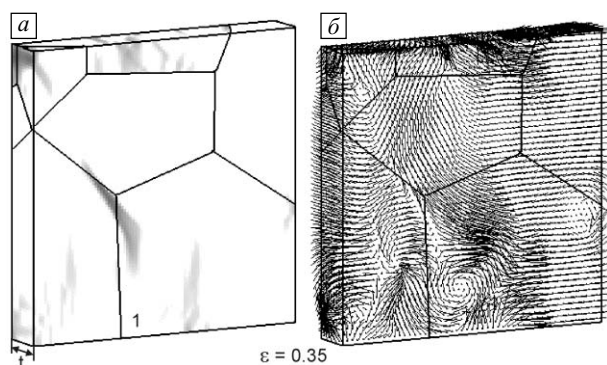


Рис. 1. Пластическая деформация (а) и поля скоростей (б) во внутреннем сечении поликристалла [13]

Во внутренних объемах металла могут возникать повороты внутри зерна, возможны повороты отдельных зерен относительно друг друга для компенсации перенапряжения в условиях гидростатического напряженного состояния материала. Эти аккомодационные акты способствуют накоплению повреждений на разных масштабных уровнях в соответствии с фундаментальными принципами физической мезомеханики.

Однако при создании самой поверхности разрушения вдали от поверхности образца может ли возникать ситуация, когда трещина — разрыв межатомных связей без их реверсивного восстановления — происходит в вакууме?

Для ответа на этот вопрос обратимся к известному физическому явлению, которое названо «магдебургскими полушариями». В случае плотного прижатия двух полусфер и откачивания воздуха из образованного ими объема разъединить сферы невозможно. Если рассматривать эту ситуацию на макромасштабном уровне, то очевидна роль внешнего давления, которое оказывает воздух на поверхность шаров и препятствует их перемещению. Однако в локальном объеме металла, когда именно локальные напряжения должны обеспечить возникновение свободной поверхности, разъединить межатомные плоскости без проникновения в возникающий объем молекул газов невозможно, потому что усилия разрыва связей должны возрасти до бесконечности.

Кажется, что налицо противоречие между испытаниями в вакууме, когда трещины зарождаются с поверхности и распространяются вглубь материала, и тем, что сказано выше. На самом деле это — кажущееся противоречие. Нужно понимание того, что называется вакуумом, а точнее, динамическим вакуумом в деформируемом объеме.

При испытании образца в испытательной установке, где создан вакуум, имеется динамическое равновесие между притекающими из окружающей среды немногочисленными молекулами и откачиваемыми вакуумным

насосом. Молекулы газа всегда присутствуют внутри объема в том или ином количестве.

Для демонстрации существования сил межатомного взаимодействия, как правило, используются плитки Иогансона, поверхность которых отполирована до самого высокого класса чистоты. Они не взаимодействуют между собой при огромном усилии сжатия, создаваемого при соприкосновении по идеально гладким поверхностям. Однако они «схватываются» по этим поверхностям, если при небольшом сжатии реализованы поперечные сдвиги или вращения поверхностей относительно друг друга с уменьшающейся амплитудой взаимного перемещения. Взаимодействие атомов и «схватывание» происходят только после того, как тончайший, может быть, мономолекулярный слой окислов или иных слоев, нейтрализующих атомное взаимодействие по поверхности пластин, устранен.

Оказывается, что когда трещина зарождается на поверхности, то газ в окружающей среде или газ, присутствующий в металле, играет двойную роль в формировании начальной поверхности разрушения — зоны очага разрушения. С одной стороны, газ создает достаточное давление для раскрытия берегов трещины, а с другой — обеспечивает формирование свободной поверхности за счет нейтрализации возможного реверсивного эффекта межатомного взаимодействия.

Несомненно, что трещина под поверхностью металла возникает при обязательном влиянии газовой среды, которая создает достаточное давление для раскрытия берегов трещины при разрыве межатомных связей и формирует на возникающих поверхностях неоднородный нейтральный мономолекулярный слой, который препятствует восстановлению нарушенных связей между атомами.

Однако остается открытым вопрос о механизме формирования зоны начального разрушения металла под поверхностью при формировании начальной гладкой фасетки по одной из кристаллографических плоскостей и скорости его развития. Газовая среда в металле рассредоточена и невелика относительно основного состава металла. Поэтому с развитием трещины ее энергетика может оказаться недостаточной, чтобы соседние или прилегающие к зоне трещины объемы «поставляли» газовую среду. Дополнительное влияние на развитие усталостной трещины может оказать поверхность образца.

Для ответа на эти вопросы необходимо, в первую очередь, иметь достоверную информацию о моменте возникновения трещин под поверхностью, а также иметь возможность оценить длительность ее развития после того, как она возникла, и до того момента, пока она не проявила себя на поверхности.

В связи с этим были выполнены последовательно экспериментальные исследования образцов из титанового сплава ВТЗ-1 с регистрацией момента возникно-

вления трещины под поверхностью, а затем был изучен механизм возникновения усталостных трещин под поверхностью в жаропрочном сплаве ЭП-741 при его нагреве.

В первой части статьи рассматривается модель возникновения и последующего развития усталостных трещин на основе результатов испытаний образцов из титанового сплава ВТ3-1. В процессе проведения испытаний регистрировались моменты зарождения усталостных трещин под поверхностью образцов методом акустической эмиссии по разработанной ранее методике [14].

## 2. Материал и образцы для испытаний

Исследование проведено на титановом сплаве ВТ3-1, который широко используется в изготовлении дисков компрессоров газотурбинных двигателей. Заготовки для образцов вырезали из ободной части поковок дисков II ступени компрессора одного из двигателей, как это описано в [11]. Из заготовок готовили образцы с надрезом  $R = 2$  мм, имитирующим радиусный переход в ободу диска. Часть образцов была подвергнута термообработке по режиму запрессовки диска на вал: отжиг при  $T = 530$  °С в течение 6 ч, охлаждение на воздухе. При этом средние значения предела прочности, относительного сужения и удлинения составили 1083 МПа, 27.1 и 13.4 % соответственно. После термообработки образцы были подвергнуты наклепу микрошариками (0.05–0.3 мм) по режиму наклепа выкружки диска. Степень наклепа составила 1.1–1.27 в пределах глубин  $\sim 0.2$  мм.

Общий вид испытанного образца и структура материала, выявленная на растровом электронном микроскопе в плоскости шлифа, ориентированной перпендикулярно оси образца, показаны на рис. 2. Видно, что

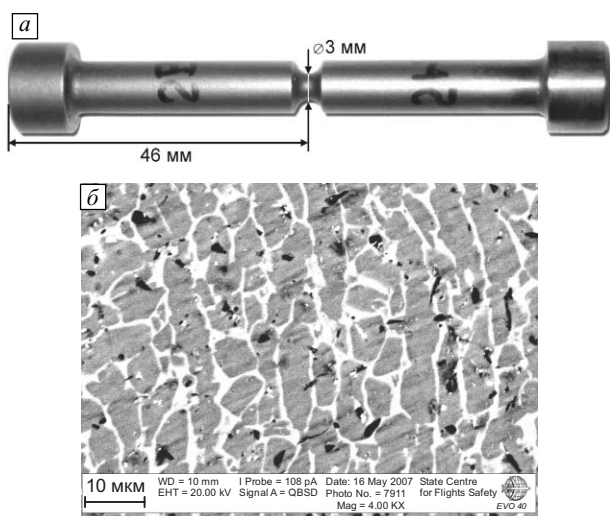


Рис. 2. Общий вид образца (а) и структура (б) сплава ВТ3-1

сплав ВТ3-1 представляет собой двухфазный материал со смешанной пластинчатой и глобулярной структурой.

## 3. Методика испытаний

Испытания выполнены на гидравлической испытательной машине в условиях асимметричного растяжения образцов с частотой 30 Гц.

Предварительно были исследованы испытанные ранее образцы с концентратором напряжений в диапазоне асимметрии цикла 0.3–0.7 при максимальном уровне напряжения 920–750 МПа [11]. Установлено, что в области многоциклового усталости трещины в образцах с концентратором зарождаются в диапазоне долговечностей  $2 \cdot 10^5 - 5 \cdot 10^6$  циклов. Причем при малой наработке зарождение трещин происходит с поверхности, а при большой наработке — под поверхностью.

На основании приведенных выше данных испытания с регистрацией сигналов акустической эмиссии проводились при асимметрии цикла около 0.3, так чтобы реализовать ситуацию с зарождением усталостной трещины под поверхностью, но при разной долговечности.

Фиксирование сигналов акустической эмиссии осуществлялось с помощью оборудования фирмы Hewlett Packard. Для устранения помех у захватов были установлены датчики, с помощью которых осуществлялась фильтрация сигналов от образца, так чтобы на акустограммах использовать только полезные сигналы акустической эмиссии от зоны накопления повреждений и роста трещины.

Для регистрации момента возникновения усталостной трещины под поверхностью был использован введенный ранее в рассмотрение для трещин, возникающих на поверхности, так называемый  $\alpha$ -критерий [14]. Суть его использования такова. В процессе непрерывной записи сигналов акустической эмиссии в случае усталостных испытаний регистрируется непрерывное накопление повреждений по монотонному увеличению уровня суммарной акустической эмиссии. В момент возникновения трещины начинает резко увеличиваться скорость накопления сигналов акустической эмиссии, что отражается в резком изменении (возрастании) угла наклона зависимости акустической эмиссии от числа циклов нагружения. Именно этот угол назван  $\alpha$ -критерием возникновения трещины и предложен в качестве характеристики момента возникновения трещины. В случае последовательного появления нескольких  $\alpha$ -критериев рассматриваются две ситуации. Возможно, происходит последовательно формирование нескольких очагов, либо реализуется последовательность смены механизмов разрушения, связанных с возрастанием скорости роста трещины. Во всех случаях первый  $\alpha$ -критерий характеризует момент возникновения трещины.

В процессе усталостных испытаний после регистрации одного или нескольких  $\alpha$ -критериев осуществ-

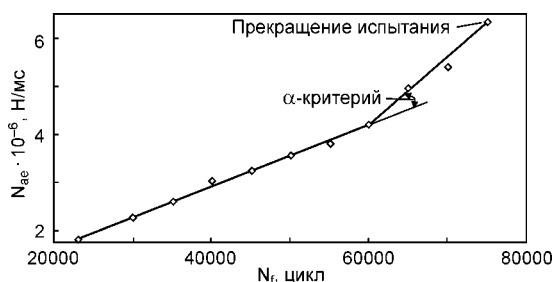


Рис. 3. Зависимость суммарного сигнала акустической эмиссии  $N_{ae}$  от числа циклов нагружения  $N_f$  образца сплава ВТЗ-1, испытанного до 75 084 циклов

ляли непродолжительное циклическое нагружение и прекращали циклические испытания, полагая, что в образце есть усталостная трещина (рис. 3).

После усталостных испытаний образцы подвергали монотонному растяжению до разрушения с такой скоростью перемещения захватов, чтобы длительность процесса растяжения составила несколько минут. Столь медленное нагружение было обусловлено тем, чтобы дать возможность материалу отреагировать на растяжение во всех зонах концентраторов напряжений и, в первую очередь, там, где, предполагалось, была сформирована поверхность трещины. Данные о нагружении образцов и результаты выполненных испытаний представлены в табл. 1.

После разрушения образцы подвергали фрактографическому анализу на электронном микроскопе Carl Zeiss аналогично тому, на котором проводятся исследования разрушенных в эксплуатации элементов авиационных конструкций [15].

#### 4. Результаты исследования

Полученный каскад сигналов акустической эмиссии показал, что при циклическом нагружении на начальном этапе накопления повреждений в образцах наиболее значимыми являются сигналы в полцикле разгрузки образца. Такая закономерность наблюдается во всех трех образцах, но наиболее выражена в образце № 2 до возникновения третьего  $\alpha$ -критерия (рис. 4).

Далее имеет место возникновение сигналов акустической эмиссии на восходящей и нисходящей ветви на-

грузки. Тем не менее, для последнего пятого  $\alpha$ -критерия, в образце № 2 опять характерно формирование акустической эмиссии только на нисходящей ветви нагрузки. По этой причине естественно было ожидать при наличии усталостной трещины явление контактного взаимодействия ее берегов, что многократно использовано для объяснения характера формирования сигналов акустической эмиссии. Однако изучение рельефа излома показало, что контактного взаимодействия берегов трещины не происходило. Поэтому зарегистрированный характер накопления сигналов акустической эмиссии необходимо было связать с процессами накопления повреждений в металле при развитии процессов деформации и разрушения.

Установлено, что в образцах в результате их монотонного растяжения после выполненных усталостных испытаний был сформирован типичный излом со сколами от пластической деформации, который обычно на-

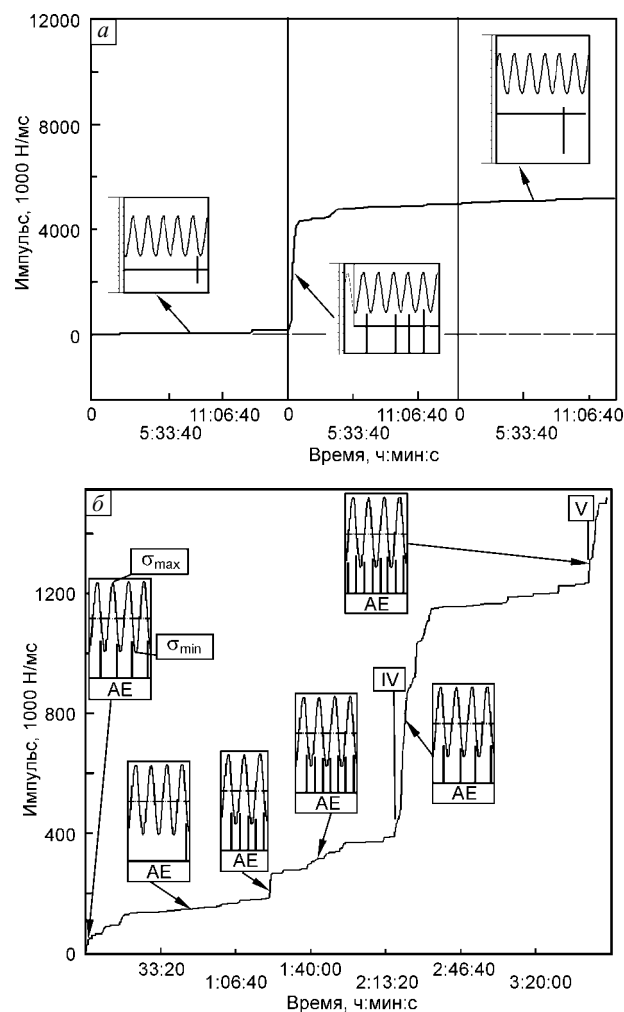


Рис. 4. Зависимость суммарного сигнала акустической эмиссии  $N_{ae}$  от числа циклов нагружения образца из исследованного титанового сплава ВТЗ-1, испытанного до 4 725 809 (а) и 415 104 циклов (б)

Таблица 1

Данные о нагружении образцов и результаты испытаний

Номер образца	1	2	3
Число циклов	75 084	415 104	4 725 809
Максимальное напряжение, МПа	720	700	680
Асимметрия	0.31	0.36	0.38
Скорость растяжения, мм/с	0.005	0.01	0.005
Статическая нагрузка в момент разрушения, кН	18.6	18.2	18.0

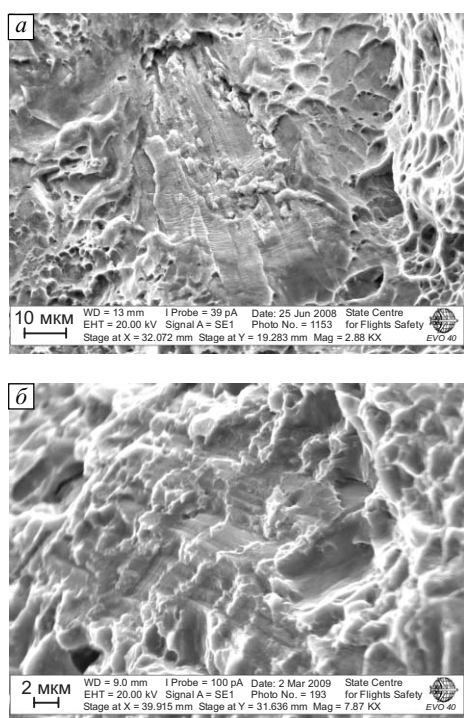


Рис. 5. Общий вид участка излома образцов №№ 1 (а) и 3 (б) в очагах разрушения под поверхностью

блюдается при вязком разрушении материала при однократном приложении нагрузки. В таком случае зарождение трещин с поверхности исключается.

Выявлено, что в срединной части всех образцов был сформирован рельеф излома с концентрическими ямками. Аналогичный рельеф, но в виде вытянутых ямок был сформирован по скосам от пластической деформации. У каждого образца у поверхности или на небольшом удалении от нее в пределах скосов от пластической деформации была выявлена небольшая зона квазихрупкого разрушения материала. Именно этот участок излома отражает тот факт, что в образце уже возникла зона разупрочненного материала, которая регистрировалась по  $\alpha$ -критерию на основании ускорения в накоплении суммарных сигналов акустической эмиссии.

В образце № 1 (табл. 1) формирование зоны очага разрушения произошло на удалении от поверхности и было связано с исчерпанием пластической деформации по плоскостям скольжения пластинчатой структуры. В результате этого зарождение трещины определяло формирование фасетки квазихрупкого разрушения (рис. 5). По этой фасетке развивались линии скольжения, которые свидетельствуют о том, что поверхность фасетки после ее формирования претерпела деформацию. По границе выявленной поверхности за счет высокого уровня остаточной деформации материала произошла релаксация напряжений с формированием блоков полос скольжения.

В образце № 3 (табл. 1) зона начального разрушения характеризуется ступенчатым рельефом и отдельными фасетками квазискола вокруг него (рис. 5). На акустограмме (рис. 4) был зарегистрирован один  $\alpha$ -критерий, но после этого в процессе испытаний не наблюдалось изменений в характере накопления сигналов акустической эмиссии вплоть до прекращения циклического нагружения при  $4.7 \cdot 10^6$  циклах. Сопоставление данных анализа излома с данными акустической эмиссии позволяет заключить, что после возникновения очага разрушения трещина не развивалась. Возникновение очага явилось актом локальной релаксации напряжений, накопленных в процессе циклического нагружения. В дальнейшем развитие трещины могло происходить даже не в этой зоне, а в соседних областях материала. Этот факт будет продемонстрирован далее на примере разрушения образца № 2.

В образце № 2 (табл. 1) на акустограмме было зарегистрировано несколько  $\alpha$ -критериев (рис. 4). Это свидетельствовало о том, что в образце могло проявиться несколько зон или этапов зарождения разрушения. Выполненный анализ излома подтвердил данное предположение.

Выявлено 5 очагов усталостного разрушения, которые по характеру их формирования аналогичны друг другу (рис. 6). Имеется гладкая фасетка квазискола 1, от которой происходит развитие разрушения по механизму формирования ручьистого рельефа, типичного для квазихрупкого разрушения материала. Ориентировка рельефа вокруг начальной фасетки свидетельствует, что развитие трещины происходило при взаимном перемещении ее берегов в условиях скручивания локального объема при подрастании почти круговой по форме фронта трещины вокруг очаговой фасетки (тип III раскрытия берегов трещины).

Была предпринята попытка оценить скорость роста трещины исходя из того, что один из рассматриваемых очагов сформировался последним. На основании этого

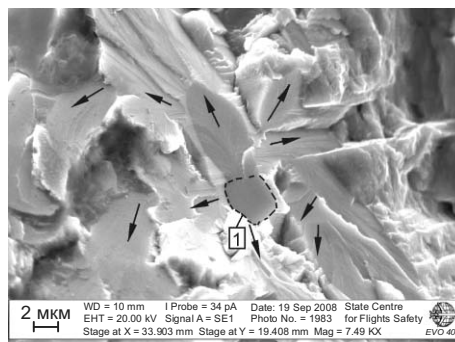


Рис. 6. Общий вид одного из очагов усталостного разрушения. Цифра 1 обозначает начальную фасетку разрушения. Стрелки указывают направление роста трещины от фасетки 1

длительность роста трещины после последнего зарегистрированного в испытаниях  $\alpha$ -критерия отвечает числу циклов подрастания трещины после возникновения последнего из зарегистрированных очагов разрушения. Измерения максимального расстояния от очага разрушения до границы автономной зоны роста трещины позволили оценить среднюю скорость роста трещины путем деления этого расстояния на число циклов нагружения после регистрации последнего  $\alpha$ -критерия. Оказалось, что скорость роста трещины находится в интервале 0.3–0.7 нм, что близко к расстоянию между атомами в кристаллической решетке титанового сплава.

Полученная оценка означает, что каскад трещин мог быть сформирован последовательно, одна за другой, поскольку нарушения сплошности металла на расстоянии менее одного параметра кристаллической решетки невозможны. Возникновение последующих трещин приводило к прекращению роста уже существующих трещин. Этот «эстафетный» механизм разрушения очевиден, поскольку наличие зоны трещины приводит к увеличению напряженности соседних объемов металла, расположенных непосредственно возле трещины, что определяет возникновение трещин именно в этих наиболее напряженных зонах. До момента соединения трещин их одновременное развитие оказывается маловероятным. Аналогичная ситуация многократно наблюдалась для зарождения множества трещин по поверхности образцов [16]. Особенно ярко это явление исследовано применительно к коротким трещинам в области бифуркации — около предела усталости металла на базе  $10^7$  циклов. Постоянство скорости роста сквозных трещин на начальном этапе их развития в условиях сдвига ранее было продемонстрировано в алюминиевом сплаве [17]. Участок роста трещины с постоянной скоростью достигал 0.5 мм, после чего происходил резкий переход на другой уровень постоянной скорости роста трещины. Каскад уровней неизменных скоростей роста трещины характеризовался универсальной постоянной разрушения:

$$\frac{(da/dN)_i}{(da/dN)_{i+1}} = \Delta^{1/k}, \quad (1)$$

где  $\Delta$  — универсальная постоянная разрушения, введенная В.С. Ивановой;  $k = 1, 2, 4, 8$  и т.д.

Подтверждением рассмотренного «эстафетного» процесса развития разрушения титанового сплава под поверхностью служат результаты фрактографического анализа морфологии рельефа каждой из пяти автономных зон с очагом разрушения. В пределах каждой фасетки разрушения с каждым из выявленных очагов разрушения развитие трещины происходило однородно, без остановок и ускорений. Доказательством однородности процесса роста трещины без остановок в пределах каждой фасетки является тот факт, что рельеф излома вокруг каждого очага однотипен. Нет признаков ос-

тановки в виде границ фронта трещины и последующего роста трещины в пределах каждой сформированной автономно зоны роста трещины от каждого из исследованных очагов. Поэтому наиболее правдоподобным объяснением процесса разрушения является каскад последовательного возникновения, формирования зон разрушения и остановки роста трещины на границе каждого из выявленных участков разрушения в локальном объеме, после того как начинается формирование нового очага и зоны разрушения вокруг него. Изложенное представление подтверждается экспериментом с образцом № 3, у которого очаг разрушения был сформирован, однако далее развития трещины не происходило вплоть до прекращения испытаний. Анализ излома выявил зону начального разрушения, но развития трещины от этой зоны не было.

## 5. Обобщение результатов исследования

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в момент дискретного изменения характера накопления сигналов акустической эмиссии во внутреннем объеме материала сформировалась поверхность раздела — очаговая фасетка разрушения. По этой очаговой площадке в пределах одного элемента структуры в последующем происходит образование свободной поверхности (трещины). Выраженная граница нового зарождения трещины в виде каскада площадок вокруг очаговой фасетки разрушения, имеющих иную ориентировку в пространстве, чем начальная гладкая очаговая фасетка, указывает на следующее. От очаговой фасетки разрушения происходит возникновение трещины аналогично тому, как это наблюдается применительно к «дефектам» материала типа «расслоений», или когда трещина зарождается от геометрического концентратора напряжений. Каскад описываемых ступенек формируется в результате зарождения трещин в разных плоскостях скольжения, расположенных на нанорасстояниях друг от друга, с последующим их соединением.

Применительно к сквозной трещине известно [15], что прежде чем она возникнет, например от концентратора напряжений, в его вершине формируется зона пластической деформации. Далее, после возникновения трещины, она регулярно развивается в каждом цикле нагружения перед вершиной трещины. Однако для начальной зоны очаговой фасетки разрушения под поверхностью нет «несплошности» или геометрического концентратора напряжений. Зона пластической деформации, в которой могла бы зародиться трещина так же, как это происходит для сквозной трещины, под поверхностью не формируется, пока нет «несплошности» — трещины, т.е. пока нет достаточной для ее возникновения концентрации напряжений. В связи с этим кажется очевидным, что формирование зоны пластической деформации происходит с некоторым запаздыванием по

отношению к потере когезивной прочности по одной из кристаллографических плоскостей в материале, по которой формируется очаговая фасетка разрушения.

После того как зарегистрировано изменение скорости нарастания сигналов акустической эмиссии, в материале происходит формирование зоны пластической деформации перед границей фасетки, которая претерпела некоторое критическое снижение когезивной прочности и далее будет представлять собой поверхность трещины в виде очаговой фасетки разрушения. Возникновение и формирование зоны пластической деформации происходит одновременно с постепенным окончательным истощением пластической деформации по начальной фасетке — поверхности очаговой фасетки разрушения. В том случае, когда трещина зарождается с поверхности, происходит быстрое ее подрастание от поверхности вглубь на некоторое расстояние, определяемое размером уже сформированной зоны пластической деформации. В случае формирования трещины под поверхностностью ее распространение происходит во все стороны от очага разрушения.

Подтверждением указанной последовательности событий служит анализ зарегистрированных сигналов акустической эмиссии. Известно, что наиболее интенсивные сигналы акустической эмиссии характеризуют процессы пластической деформации [14]. Для усталостной трещины эти процессы предшествуют возникновению поверхности разрушения или сопровождают рост трещины, что связано с формированием зоны пластической деформации в вершине трещины. Начало формирования собственно поверхности трещины (ее старт от начальной фасетки очага разрушения), которая окисляется и по этой причине не может быть в последующем устранена за счет слипания берегов, окончательно происходит в момент следующего изменения (уменьшения) сигналов накопления акустической эмиссии. Уменьшение скорости накопления сигналов акустической эмиссии указывает на то, что процесс формирования зоны пластической деформации стабилизировался, а подрастание усталостной трещины происходит с минимальными затратами энергии и реализуется в области многоциклового усталости.

Рассмотренная модель начального разрушения материала согласуется с данными фрактографического анализа очаговой зоны в образце № 1. Наблюдаемый рельеф указывает на то, что на наноструктурном уровне материал еще обладал прочностью по той поверхности, которая в последующем должна была претерпеть окончательное истощение пластической деформации, по которой была бы сформирована начальная фасетка усталостного разрушения. Вокруг фасетки зона пластической деформации еще не сформировалась в полном объеме. Статическое разрушение прошло мимо указанной фасетки от поверхности с формированием сдвиговых вытянутых ямок. В результате статического растяжения

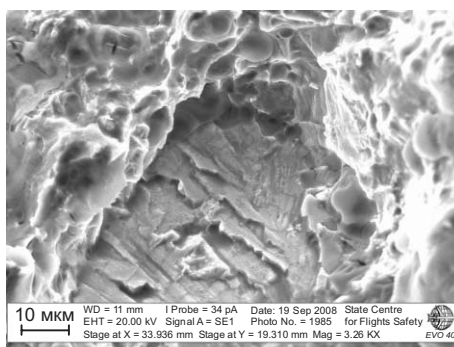


Рис. 7. Зона перехода от участка усталостного разрушения (в центре) к долому образца при его монотонном растяжении

в случае существования зоны пластической деформации вокруг фасетки произошло бы формирование зоны вытягивания, которая всегда формируется при раскрытии усталостной трещины, в вершине которой сформирована зона пластической деформации [14]. Применительно к образцу № 2 такие зоны выявлены вокруг границы каждого участка усталостного разрушения материала под поверхностью (рис. 7). Аналогичные признаки деформирования и разрушения материала отсутствуют в образцах №№ 1 и 3.

Таким образом, выполненное исследование позволяет заключить, что введенное представление о возникновении усталостной трещины под поверхностью материала, характеризующее  $\alpha$ -критерием, связано с переходом от первоначального процесса истощения пластической деформации начальной фасетки формируемого очага трещины к созданию зоны пластической деформации вокруг этой поверхности (рис. 8). Начало возникновения зоны пластической деформации соответствует достижению некоторого уровня снижающейся когезив-

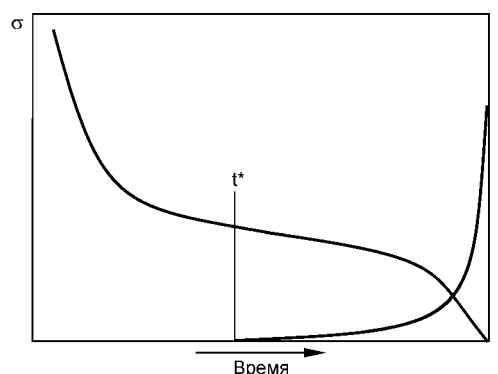


Рис. 8. Схема последовательности снижения когезивной прочности  $\sigma$  на поверхности начальной фасетки разрушения  $l$  (рис. 6) с последующим переходом к формированию зоны пластической деформации вокруг этой фасетки:  $\sigma$  — напряжение на начальной фасетке разрушения  $l$ ,  $r$  — размер зоны пластической деформации вокруг начальной фасетки  $l$ ,  $t^*$  — момент снижения напряжения на начальной фасетке  $l$ , при котором начинается формирование пластической зоны  $r$



ной прочности очаговой фасетки. Далее происходит резкое снижение прочности очаговой фасетки при одновременно протекающем процессе формирования зоны пластической деформации с возрастанием ее размера по мере снижения прочности очаговой фасетки. В момент достижения критического размера зоны пластической деформации вокруг очаговой фасетки стартует и начинает распространяться почти круговая по форме фронта усталостная трещина. Это происходит в момент полной потери когезивной прочности очаговой фасетки разрушения.

Следующий перегиб на акустограмме, связанный с уменьшением интенсивности накопления суммарной акустической эмиссии (уменьшение  $\alpha$ -критерия), отражает начало роста усталостной трещины от первоначально сформированной фасетки разрушения, если происходит нарастание сигналов акустической эмиссии. В случае стабилизации уровня сигналов акустической эмиссии в материале не происходит подрастания трещины в силу того, что на очаговой фасетке не произошло полного исчерпания прочности, а зона пластической деформации не была сформирована настолько, чтобы обеспечить последующее развитие трещины. Помимо этого в соседних объемах материала нет плоскостей скольжения, по которым уже частично была исчерпана пластическая деформация материала, после чего в них возможен рост трещины.

Анализ закономерности формирования сигналов акустической эмиссии в цикле нагружения показывает, что первоначальное накопление дефектов в плоскости очаговых фасеток реализуется в полувцикле нисходящей ветви нагрузки (рис. 4). Материал испытывает интенсивную пластическую деформацию в зоне возникновения трещины в тот момент, когда, как кажется, он должен быть наиболее разгружен. На самом деле оказывается, что именно в полувцикле разгрузки накапливается критический уровень дефектов в кристаллической решетке, после чего возникает очаговая фасетка разрушения в условиях гидростатики. Этому может быть дано следующее объяснение.

Во-первых, исследованные образцы были изготовлены из заготовок для дисков компрессоров барабанного типа газотурбинного двигателя. Технология изготовления дисков подразумевает проведение штамповки с последующим снятием в них остаточных напряжений. Однако, как было показано в [14], после штамповки сложных по геометрии дисков компрессоров в материале сохраняются остаточные напряжения. Они могут быть не только разного знака в разных зонах, но и степень их объемности (трехосности) также сильно варьируется от диска к диску. Вырезанные образцы не подвергались специальной термообработке с целью снятия остаточных напряжений перед испытаниями. Поэтому в них имели место те остаточные напряжения, что обычно возникают в металле в процессе реализуемого по

технологии цикла изготовления дисков компрессоров. Этот факт подтверждается анализом структуры материала. В разных образцах доминировала пластинчатая, глобулярная структура или имелась смешанная структура переходного типа (пластинчато-глобулярная).

При проведении испытаний был реализован асимметричный цикл с положительной асимметрией. В период восходящей ветви нагрузки в металле было реализовано растяжение вдоль оси нагружения образца, но в локальных объемах при разном сочетании и направлении действия остаточных напряжений полное гидростатическое растяжение с разными величинами компонент напряжения могло возникать только при достижении некоторого уровня внешней нагрузки. После перехода к нисходящей ветви нагрузки в локальных объемах металла возникало гидростатическое сжатие, при котором металл переходил через предел текучести при сжатии в результате того, что на восходящей ветви нагрузки материал мог претерпеть на наноструктурном уровне остаточную деформацию. Такое понимание поведения материала основано, в частности, на том, что в каждом структурном элементе, в каждой фазе при малых деформациях могут протекать различные по интенсивности деформации процессы, поскольку на наноструктурном уровне происходит квантование модулей упругости [18]. Реализуемое растяжение (или сжатие) элемента наноструктуры в одном направлении может характеризовать одна величина модуля упругости, тогда как в соседнем элементе — другая величина модуля упругости. Вследствие такой комбинации событий деформация элементов структуры оказывается неоднородной, что уже служит предпосылкой к возникновению моментных напряжений (упругих), которые могут быть релаксированы путем возникновения вихревых потоков как на восходящей, так и на нисходящей ветви нагрузки.

Величина предела текучести при сжатии меньше, чем при растяжении, согласно эффекту Баушингера [18]. Поэтому на начальном этапе возникновения очага разрушения доминирующий процесс накопления повреждений в металле, как и возникновение вихревых потоков, был реализован в условиях сжатия по наиболее ослабленному, неблагоприятно ориентированному к оси циклического нагружения плоскостям скольжения, по которым модуль упругости минимален.

Во-вторых, во внутренних объемах металл не может реализовать свободный процесс скольжения, аналогично тому, как это происходит при возникновении интрузий и экструзий по свободной поверхности образца при формировании сквозной трещины [16]. В условиях сжатия возможна потеря устойчивости при локальном скручивании фрагментов структуры в силу неоднородности распределения остаточных напряжений, а также в силу различной пространственной ориентировки самих элементов структуры в виде глобул и пластин, имеющих разные по прочности кристаллографические плос-

кости, в том числе с разным модулем упругости. Поэтому для подготовки элементов структуры к разрушению внутренних объемов металла наиболее благоприятным процессом накопления повреждений без нарушения сплошности является релаксационный процесс вращения элементов наноструктуры (фрагментов) при гидростатическом сжатии аналогично тому, как это продемонстрировано при монотонном растяжении (см. рис. 1).

Гидростатическое сжатие, например, является основным технологическим приемом при компактировании мелкодисперсного порошка металла в условиях его нагрева, когда отдельные частицы не только распадаются, но и испытывают вращения в результате возникающих моментных напряжений от контактного взаимодействия. Мелкокристаллическая структура, и прежде всего наноструктура, может переходить при высоком давлении в состояние сверхтекучести. Согласно [19], в металле с размером элементов структуры 2–3 мкм возможно возникновение эффекта сверхтекучести.

Применительно к титановым сплавам эффект их перехода в состояние сверхтекучести был открыт ранее и внедрен в технологию производства, в частности дисков компрессоров [20]. Пластифицирование титана реализуется при наличии достаточного количества водорода во всем объеме деформируемой заготовки. В исследуемом титановом сплаве ВТ3-1 явление сверхтекучести может быть рассмотрено лишь применительно к тем фрагментам структуры, куда проникает в результате диффузии водород в процессе циклического нагружения, поскольку по очаговой фасетке накопление дефектов сопровождается локальным разогревом металла.

Проведены оценки размеров начальных фасеток очагов разрушения и расчет напряжения, при котором началось развитие трещины после формирования очага разрушения. Расчеты выполнены по формуле Мураками на основе предположения, что очаговая фасетка разрушения выступает в качестве несплошности материала, от которой стартует почти круговая по форме фронта трещина [21]:

$$\sigma_w = \frac{1.56(H_V + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}}, \quad (2)$$

где  $H_V$  — твердость материала по Виккерсу в кг/мм<sup>2</sup>; area — площадь начальной фасетки разрушения, выраженная в мкм<sup>2</sup>. Средняя величина  $H_V = 305$  кг/мм<sup>2</sup>. Площади фасеток — 25, 36, 22, 50 и 35 мкм<sup>2</sup>. Для этих параметров напряжение перехода от формирования фасетки  $l$  к последующему разрушению составило 510, 490, 490, 480 и 490 МПа соответственно для указанных площадок.

Полученные значения напряжения относятся к интегральной характеристике напряженного состояния материала, т.е. расчетная величина является эквивалентной характеристикой напряженности в гидростатических

условиях нагружения. Она включает в себя учет остаточных напряжений и напряжения от внешней нагрузки. Поэтому следует рассматривать полученные оценки как эквивалентную характеристику напряженности материала в локальной зоне при циклическом асимметричном растяжении.

Испытания рассмотренного образца выполнены при максимальном напряжении 700 МПа и асимметрии цикла 0.36. Если воспользоваться формулой приведения к эквивалентному напряжению цикла  $\sigma_{\max}(1-R)$ , то получаем эквивалентное напряжение 448 МПа. Оно с точностью до 10% совпадает с проведенной оценкой уровня напряжения по формуле Мураками, когда реализован старт трещины от начальной фасетки разрушения.

Из представленных оценок следует, что размеры очаговых фасеток позволяют зародить трещину в исследованном титановом сплаве при числе циклов нагружения  $\sim 10^6$ . Однако для этого необходимо предварительно реализовать процесс сверхтекучести в пределах первой фасетки. Напряжение, при котором трещины начали развиваться, выше «предела» усталости гладкого образца сплава ВТ3-1. Для ранее исследованных образцов оно равно 350–400 МПа [11]. Это значит, что при реализованной долговечности на уровне «предела» усталости гладкого образца разупрочнение материала по начальной очаговой фасетке должно было быть реализовано при некотором снижении прочности локальной зоны металла. Оно может быть осуществлено за счет перевода объема металла в состояние сверхтекучести с последующей полной потерей когезивной прочности очаговой зоны.

Таким образом, на основании выполненного анализа результатов испытаний образцов и закономерности формирования сигналов акустической эмиссии в цикле приложения нагрузки на стадии возникновения очаговых фасеток, нужно рассматривать следующую последовательность событий в накоплении повреждений при создании очаговой фасетки разрушения (рис. 9).

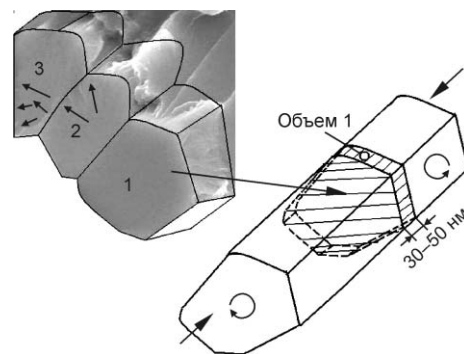


Рис. 9. Фрагмент излома с начальной фасеткой разрушения 1 и последующими фасетками 2 и 3 роста трещины и схема области разрушения под действием сжатия и вращения объема 1

Первоначально в локальном объеме металла на удалении от поверхности реализуется гидростатическое сжатие элементов структуры при их скручивании. Блок кристаллографических плоскостей, которые могут быть наиболее интенсивно подвержены такому воздействию и где возникают повороты объема металла, может составлять 30–50 нм. Приведенные данные следуют из качественной оценки толщины слоя, который удалось выявить по границе одной из очаговых фасеток в электронном микроскопе при увеличении  $\sim 80\,000$  крат. Именно в этом блоке реализуется процесс сверхтекучести материала при вихревых потоках накапливаемых дефектов в результате возникающих поворотов (рис. 10). Наиболее активно эти процессы реализуются на нисходящей ветви нагрузки, когда при наличии остаточных сжимающих напряжений в условиях гидростатического сжатия реализуются повороты, приводящие к потере когезивной прочности по одной из кристаллографических плоскостей.

Окончательное нарушение сплошности с формированием очаговой фасетки разрушения реализуется только после того, как по границе этой фасетки сформировалась зона пластической деформации. Она обеспечивает зарождение усталостной трещины и ее последующее распространение также в условиях доминирующего скручивания локальных объемов материала. Из анализа формирования сигналов акустической эмиссии в цикле нагружения следует, что развитие трещины сопровождается проявлением сигналов акустической эмиссии как на восходящей, так и на нисходящей ветви нагрузки. Это значит, что процесс развития трещины под поверхностью может быть реализован в условиях скручивания как на восходящей, так и на нисходящей ветви нагрузки.

Представленная модель зарождения усталостных трещин под поверхностью в титановых сплавах имеет ряд следствий, позволяющих объяснить ранее выявлен-

ные закономерности их разрушения с формированием фасеточного рельефа при циклическом нагружении в области многоциклового и малоциклового усталости [15].

В рамках предложенной выше модели описанное явление следует связывать со сверхтекучестью титановых сплавов, которая может развиваться при высокой скорости деформации в процессе штамповки дисков и недостаточной температуре их нагрева, что сопровождается наличием в металле остаточных газов. По плоскостям скольжения в зонах реализуемого объемного сжатия (штамповки) и скручивания (ротации) происходит частичная потеря когезивной прочности. Последующая термообработка не снимает остаточных напряжений [14] и не приводит к удалению газовой среды из зон, претерпевших сверхтекучесть. В этом состоянии металл проявляет по всему объему заданные механические характеристики, определяемые при низкой скорости монотонного растяжения стандартных образцов. После термообработки формируется необходимая структура на всех масштабных уровнях, хотя она может быть недостаточно однородной. Металл сохраняет допустимые пределы по химическому составу, включая и газонасыщенность. Однако концентрация газов и остаточных напряжений в зонах, претерпевших сверхтекучесть, приводит в условиях эксплуатации к раннему разрушению материала и росту трещин с высокой скоростью. Наиболее неблагоприятное сочетание температуры штамповки, процентного содержания газов и скорости деформации должно быть мало вероятным при использовании отработанной технологии. Однако именно те диски, которые оказались в неблагоприятных условиях, проявляют высокую чувствительность к эксплуатационному нагружению и демонстрируют малую долговечность.

Таким образом, предложенная модель зарождения усталостных трещин под поверхностью в титановых сплавах позволяет с новых позиций рассматривать и решать широкий круг проблем, связанных с разрушениями титановых сплавов в эксплуатации, которые до настоящего времени не имели своего объяснения с единых металлофизических позиций.

Во второй части статьи будут рассмотрены закономерности разрушения жаропрочных сплавов при зарождении в них трещин вдали от поверхности образца, чтобы показать общность процессов накопления повреждений в различных металлах при зарождении усталостных трещин под поверхностью.

## 6. Заключение

Возникновение усталостных трещин под поверхностью образцов из титанового сплава ВТЗ-1 надежно регистрируется с помощью сигналов акустической эмиссии на основе введенного  $\alpha$ -критерия. Это позво-

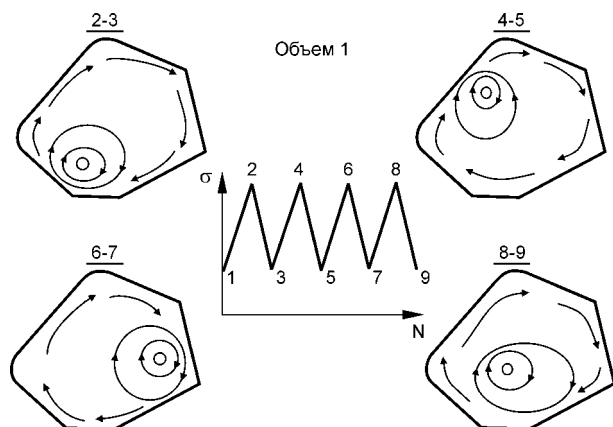


Рис. 10. Схема последовательности развития процесса разупрочнения объема  $I$ , показанного на рис. 9, за счет вихревых потоков, возникающих на нисходящей ветви циклической нагрузки

ляет в дальнейшем использовать сигналы акустической эмиссии для контроля элементов конструкций в эксплуатации при «наработках»  $10^6$  циклов и более, когда вероятность возникновения трещины под поверхностью возрастает в связи с реализацией сверхмногоциклового усталости.

Предложена модель формирования первоначальной фасетки разрушения под поверхностью образца в результате гидростатического сжатия и скручивания локального объема металла, которая основана на зарегистрированных в испытании сигналах акустической эмиссии, возникавших при накоплении повреждений на нисходящей ветви нагрузки. Возникновение фасетки сглаженного рельефа определяется сверхтекучестью материала на наномасштабном уровне. Модель позволяет объяснить чувствительность титановых сплавов к выдержке их под нагрузкой в цикле нагружения, что приводит к формированию фасеточного рельефа излома, отражающего геометрию структурных элементов двухфазного титанового сплава.

Рассмотренная модель согласуется с известными представлениями физики металлов и позволяет рекомендовать пути повышения циклической трещиностойкости титановых сплавов при возрастании «наработок» деталей в эксплуатации, когда осуществляется переход в область сверхмногоциклового усталости, связанных с зарождением трещин под поверхностью.

## Литература

1. Панин В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел // Физ. мезомех. – 1999. – Т. 2. – № 6. – С. 5–23.
2. Панин В.Е. Синергетические принципы физической мезомеханики // Физ. мезомех. – 2000. – Т. 3. – № 6. – С. 5–36.
3. Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Панин А.В., Кузина О.Ю., Кузнецов П.В. Мезоскопические структурные уровни деформации в поверхностных слоях и характер усталостного разрушения поликристаллов при знакопеременном изгибе. Часть I. Мезоскопическая субструктура // Физ. мезомех. – 2004. – Т. 7. – № 2. – С. 5–17.
4. Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Кузина О.Ю. Эффект «шахматной доски» в распределении напряжений и деформаций на интерфейсах в нагруженном твердом теле: экспериментальная верификация и механизмы мезоскопического каналирования // Физ. мезомех. – 2005. – Т. 8. – № 6. – С. 97–105.
5. Елсукова Т.Ф., Панин В.Е. Влияние масштабных уровней поворотных мод пластического течения на сопротвление деформации кристаллов // Физ. мезомех. – 2009. – Т. 12. – № 3. – С. 5–14.
6. Панин В.Е., Панин А.В. Эффект поверхностного слоя в деформируемом твердом теле // Физ. мезомех. – 2005. – Т. 8. – № 5. – С. 7–15.
7. Fatigue in Very High Cycle Regime: Proc. 2nd Int. Conf. VHCF, BOKU University of Agricultural Science, Vienna, Austria, 2001 / Ed. by S. Stanzl-Tschegg, H. Mayer. – Vienna: BOKU University of Agricultural Science Pub., 2001. – 320 p.
8. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle fatigue in mechanical practice. – New York: Marcel Dekker, 2005. – 305 p.
9. Very High Cycle Fatigue: Proc. 3rd Int. Conf. VHCF-3, September 16–19, 2004, Ritsumeikan University, Kusatsu, Japan / Ed. by T. Sakai, Y. Ochi. – Kusatsu: Ritsumeikan University, 2004. – 690 p.
10. Proc. 4th Int. Conf. on Very High Cycle Fatigue, VHCF-4, TMS, August 19–22, 2007, University of Michigan Ann Arbor, Michigan, USA / Ed. by J.E. Allison, J.W. Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie. – Ann Arbor: University of Michigan, 2007. – 454 p.
11. Шанявский А.А., Захарова Т.П., Потопенко Ю.А. Бифуркационный переход от мезо- к наномиру усталости титанового сплава ВТ3-1 как частично замкнутой системы // Физ. мезомех. – 2009. – Т. 12. – № 3. – С. 33–44.
12. Nakamura T., Noguchi T., Kaneko M., Kazami S. The Effect of High Vacuums on Surface and Interior Originated Fatigue Fractures in Ti-6Al-4V // Proc. 7th Int. Fatigue Congress «Fatigue'99» / Ed. by X.R. Wu, Z.G. Wang. – Beijing, 1999. – V. 4. – P. 2365–2370.
13. Романова В.А. Моделирование процессов деформации и разрушения в трехмерных структурно-неоднородных материалах / Автореф. дис. ... докт. физ.-мат. наук. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2008. – 31 с.
14. Троенкин Д.А., Шанявский А.А., Банов М.Д., Коняев Е.А. Методические рекомендации по контролю усталостных повреждений маломерных конструкций методом акустической эмиссии. – М.: ЦНТИГА, 1985. – 52 с.
15. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение авиационных конструкций. Синергетика в инженерных приложениях. – Уфа: Монография, 2003. – 800 с.
16. Шанявский А.А. Моделирование усталостного разрушения металлов. Синергетика в авиации. – Уфа: Монография, 2007. – 495 с.
17. Шанявский А.А., Кунавин С.П. Механизмы и диаграмма дискретного роста усталостной трещины на I стадии в алюминиевых сплавах // Изв. АН СССР. Металлы. – 1984. – № 2. – С. 159–163.
18. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых сред. Часть I. Малые деформации. – М.: Наука, 1984. – 596 с.
19. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
20. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 217 с.
21. Murakami Yu. Metals Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions. – London: Elsevier, 2002. – 370 p.

Поступила в редакцию 08.09.2009 г.,  
после переработки 28.12.2009 г.

## Сведения об авторах

Шанявский Андрей Андреевич, д.т.н., засл. деят. науки, проф., нач. отд. ГЦ БП ВТ, shananta@stream.ru  
Банов Мухарбей Джамбекович, д.т.н., внс ГЦ БП ВТ, flysafety@msk.ru  
Захарова Татьяна Павловна, вед. инж. ГЦ БП ВТ, flysafety@msk.ru