

На изображениях среднемо- дульных и низкомо- дульных воло- кон при светлорольных исследова- ниях наблюдаются мелкие ленты с поперечным размером ~ 2 нм, на дифракционной картине отсутству- ют точечные отражения $10\bar{1}1$.

В ВИАМ освоен комплексный подход проведения исследований структуры, включающий методы РСА и ПЭМ, при котором диф- фракционные методы взаимно согласуются и дополняют друг друга. Примененные в работе методические подходы позволяют изучить структуру УВ на уровне пачек углеродных слоев.

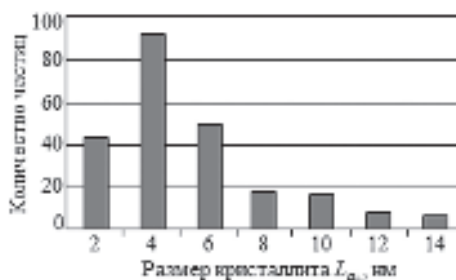


Рис. 9. Распределение размеров кристаллитов $L_{a\perp}$

ЛИТЕРАТУРА

1. Morgan P. Carbon Fibers and their composites // Taylor&Francis. 2005. 1131 с.
2. Пуцаровский Д.Ю. Рентгенография минералов. М.: Геоинформмарк. 2000. 292 с.
3. Варшавский В.Я. Углеродные волокна. М. 2007. 500 с.
4. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. М.: Металлургия. 1969. 655 с.
5. Хирш П., Хови А., Николсон Р., Пэшли Д., Уэлан М. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир. 1968. 574 с.

И.П. ЖЕГИНА, Л.В. КОТЕЛЬНИКОВА,
В.В. ГРИГОРЕНКО, З.Н. ЗИМИНА

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДЕФОРМИРУЕМЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ И СТАЛЕЙ

Строение излома является непосредственным отражением процесса разрушения и представляет собой характеристику кинетики разрушения, т.е. характеристику способности материала тормозить развивающуюся трещину на разных стадиях процесса. Разным способам нагружения и структурам материала присущи определенные специфические особенности строения изломов, знание которых полезно как при анализе разрушения образцов, так и при исследовании эксплуатационных разрушений [1].

Знание способности материала к торможению разрушения при различных способах нагружения определяет выбор оптимального состава материала и способствует повышению его надежности в процессе эксплуатации.

Фрактографический анализ проводится для выявления влияния структуры материала и условий нагружения на строение изломов, а также эксплуатационных разрушений.

Авторами создана электронная версия атласа фрактограмм «Разрушение изделий из конструкционных высокопрочных сталей» (в трех томах),

в котором представлены характерные виды изломов при действии однократной и циклической нагрузок, длительного действия статической нагрузки, приведены случаи аварийного разрушения деталей при испытаниях и в процессе эксплуатации. По результатам анализа аварийных отказов техники (обработано >100 заключений о причинах разрушения деталей) установлено, что разрушения в процессе эксплуатации происходят вследствие:

- высоких нагрузок – 34,5%;
- технологических причин – 33,6%;
- дефектов материала – 12,5%;
- влияния среды – 11,5%;
- конструкционных недоработок – 3,5%;
- конструктивно-технологических недоработок – 2,7%;
- нарушения правил эксплуатации – 1,8%.

Анализ изломов, проведенный при составлении атласов для сталей, показал, что хрупкое разрушение стали, насыщенной водородом, и в особенности замедленное разрушение, представляет собой один из распространенных случаев разрушения стальных конструкций при эксплуатации [2]. Хотя склонность к водородной хрупкости и к замедленному разрушению не связана однозначно с характеристиками пластичности и вязкости, обычно с повышением прочности стали она возрастает. Поэтому проблема водородной хрупкости стала особенно острой в связи с широким применением высокопрочных материалов.

Вопрос о склонности к водородной хрупкости оказался весьма важным и для высоковязких нержавеющей сталей с мартенситной структурой с прочностью порядка 1200–1400 МПа. При сравнительно небольшом насыщении стали водородом (до 2 см³/100 г) наблюдается так называемая обратимая водородная хрупкость, связанная с действием атомарного водорода, растворенного в кристаллической решетке и способного к диффузии.

Водородная хрупкость, в отличие от хладноломкости, проявляется при низких скоростях деформации. С повышением скорости деформации охрупчивание уменьшается. На рис. 1 показано влияние скорости нагружения (5 и 0,05 мм/мин) при растяжении образцов с надрезом и образцов на вязкость разрушения при значениях K_{Ic} : 30 и 0,02 мм/мин для стали 08X15H5Д2Т. В исходном состоянии после закалки и старения при содержании диффузионно-подвижного водорода 1,2–2,7 см³/100 г при уменьшении скорости нагружения наблюдается снижение пластичности гладких образцов (относительное сужение уменьшается с 57 до 38%). Соответственно, уменьшается прочность надрезанных образцов с 1950 до 1400 МПа. В изломах при уменьшении скорости нагружения увеличивается количество хрупких фасеток, от которых затем развиваются ямки.

Обезводороживающий отжиг при температуре 350°C в течение 30 ч перед старением привел к уменьшению содержания водорода до 0,39–1,2 см³/100 г, что способствует увеличению относительного сужения (даже при быстром нагружении) до 68% и росту σ_B^H – до 1980 МПа. Это повышение более резкое при медленном нагружении по сравнению с состоянием без обезводороживания. Однако охрупчивающее влияние водорода при скорости нагружения 0,05 мм/мин обнаруживается даже при малых его количествах и после обезводороживающего отжига: $\sigma_B^H = 1850$ МПа по сравнению с $\sigma_B^H = 1980$ МПа при быстром нагружении.

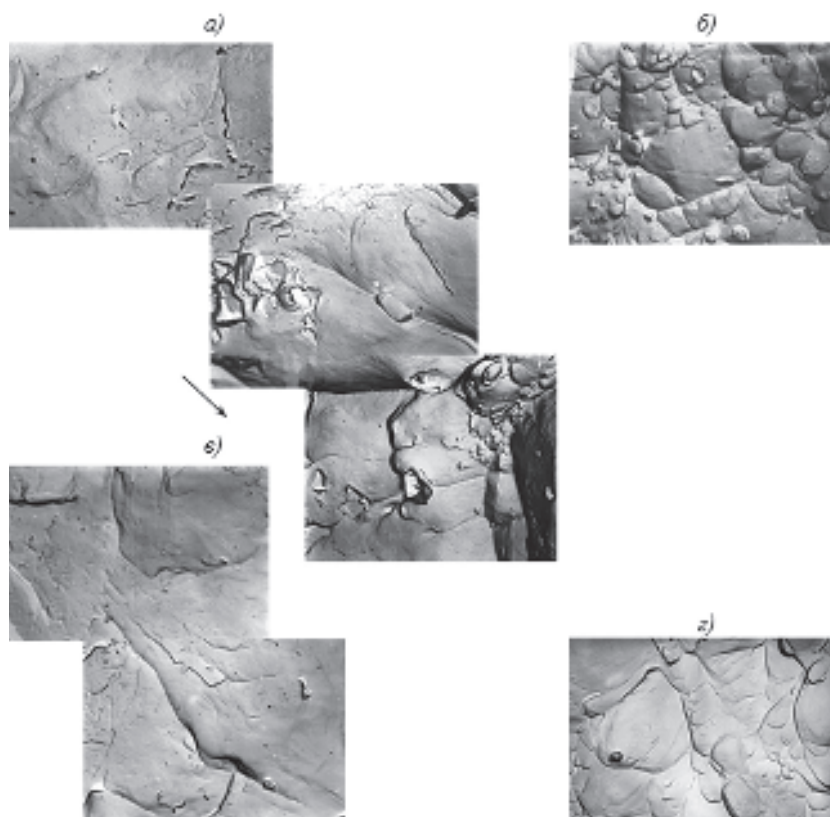


Рис. 1. Строение излома (*а, в* – $\times 5250$; *б, з* – $\times 7250$) образца с надрезом из стали 08X15H5Д2Т (начальная зона разрушения) при растяжении со скоростью нагружения 0,05 (*а-в*) и 5 мм/мин (*з*):

а, б – хрупкая фасетка и ямочный рельеф соответственно ($H_2 = 0,8 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\sigma_B^H = 1920 \text{ МПа}$); *в* – ямочный рельеф от хрупкой фасетки ($H_2 = 2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\sigma_B^H = 1400 \text{ МПа}$); *з* – ямочный рельеф ($H_2 = 2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\sigma_B^H = 2000 \text{ МПа}$)

Если обезводороживающий отжиг производился в вакууме ($1,33 \cdot 10^{-7} \text{ Па}$), то количество диффузионно-подвижного водорода снижалось по сравнению с обычным отжигом до 0,2–0,4 $\text{см}^3/100 \text{ г}$, а уровень прочности надрезанного образца при скорости нагружения 5 мм/мин достигает 2140 МПа. Однако при уменьшении скорости испытания до 0,05 мм/мин значение σ_B^H снижается до 1980 МПа.

Испытание стандартных образцов на K_{1c} также показало влияние малой скорости нагружения (v). Так, при $v = 30 \text{ мм/мин}$ – $K_{1c} = 37 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, а при $v = 0,02 \text{ мм/мин}$ – $K_{1c} = 23,3 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. При этом значительно снижается локальная пластичность при разрушении. Увеличивается доля фасеток квазиотрыва в изломе, уменьшается зона пластичного разрушения вокруг фасеток квазиотрыва, сами фасетки становятся хрупкими (рис. 2).

Прослежено также совместное влияние температуры и скорости нагружения на прочность и пластичность надрезанных и гладких образцов. При скорости нагружения 5 мм/мин разница в величине пластич-

ности при понижении температуры с $+20$ до -70°C не обнаруживается, однако при $v = 0,05$ мм/мин относительное сужение возрастает с 38 до 57%, а $\sigma_{\text{В}}^{\text{Н}}$ увеличивается с 1400 до 2200 МПа, т.е. эффекта водородной хрупкости не обнаруживается. После обезводороживающего отжига наблюдается та же картина, лишь снижается разница между уровнем свойств при температуре 20°C в зависимости от скорости нагружения.

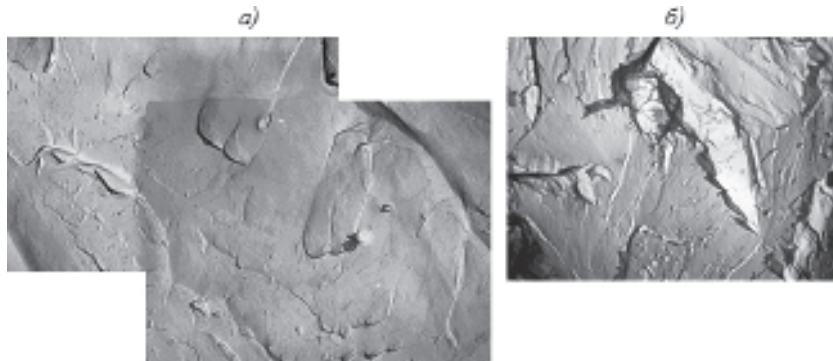


Рис. 2. Строение излома (*a* – $\times 4000$; *б* – $\times 6750$) при испытании на K_{1c} (начальная зона разрушения, $H_2 = 2$ см³/100 г) при скорости нагружения 30 мм/мин (*a*; $K_{1c} = 37$ МПа $\sqrt{\text{м}}$) и 0,02 мм/мин (*б*; $K_{1c} = 23,3$ МПа $\sqrt{\text{м}}$)

Понижение температуры влияет аналогично повышению скорости нагружения, т.е. вследствие уменьшения скорости диффузии водород не успевает за движением дислокаций в процессе пластической деформации даже при малой скорости нагружения. Иначе говоря, при комнатной температуре хрупкость обнаруживается, а при низкой – нет.

После испытания надрезанных образцов на кратковременное растяжение со скоростью 0,05 мм/мин при 20°C как с большим, так и с малым содержанием водорода, вблизи надреза (в начальной зоне разрушения) наблюдаются хрупкие фасетки квазиотрыва, а в центре образца – ямочный рельеф (с очень незначительным количеством фасеток квазиотрыва при содержании водорода 2,0 см³/100 г).

При температуре испытания -70°C хрупкие фасетки распределяются равномерно по всей поверхности излома наряду с ямочным рельефом, причем их больше в образцах с высоким содержанием водорода. Это свидетельствует о миграции водорода к устью трещины в процессе пластической деформации при комнатной температуре.

Предварительная деформация при напряжениях от $0,3$ до $0,8\sigma_{\text{В}}$ (нагружение осуществлялось при $v = 5$ мм/мин, затем следовало разгрузку и испытание при $v = 0,05$ мм/мин) уменьшает склонность к хрупкому разрушению. Значение $\sigma_{\text{В}}^{\text{Н}}$ при $v = 0,05$ мм/мин возрастало с увеличением степени предварительной деформации и достигало 1950 МПа, т.е. становилось равным прочности образцов, испытанных при $v = 5$ мм/мин. Это может быть объяснено тем, что предварительная деформация уменьшала скорость диффузии водорода и, кроме того, приводила к снижению остроты надреза.

В надрезанных образцах, выдержанных при постоянной нагрузке, а затем испытанных при растяжении со скоростью нагружения 0,05 мм/мин, вблизи надреза наблюдается зона с хрупкими фасетками, в центре – пластичное разрушение по механизму ямочного разрыва, в то время как

в контрольных образцах, испытанных без воздействия постоянной нагрузки, хрупких участков у периферии мало. Формирование фасеток квазиотрыва проходит с большей пластической деформацией.

После предварительной пластической деформации при $0,8\sigma_{\text{разр}}$ и последующего кратковременного растяжения со скоростью $0,05 \text{ мм/мин}$, разрушение как у надреза, так и в центре образца практически полностью проходит по механизму ямочного разрыва, а при деформации $0,6\sigma_{\text{разр}}$ вблизи надреза наблюдается некоторая доля хрупкого разрушения.

В образцах, подверженных пластической деформации $0,8\sigma_{\text{разр}}$, выдержанных при постоянной нагрузке, а затем испытанных при скорости нагружения $0,05 \text{ мм/мин}$, вблизи надреза снова наблюдаются хрупкие фасетки, а в центре образца – пластичное внутризеренное замедленное разрушение.

Считается, что замедленное разрушение наводороженных сталей с малым и средним содержанием водорода не происходит. Однако в исследованиях, проведенных авторами, при напряжениях около предела текучести (условного предела текучести) произошло разрушение гладких образцов $\varnothing 7 \text{ мм}$ (при наличии водорода) через короткий промежуток времени. Начало разрушения находится в центре образца, т.е. в зоне действия максимальных растягивающих напряжений. В центре наблюдаются фасетки квазиотрыва, а в зоне долома – ямки.

В образцах с надрезом при концентрации водорода $1,9\text{--}3,6 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ наблюдается резко выраженная склонность к замедленному разрушению: при напряжении 800 МПа – от $3,5$ до 5 сут, а при 1000 МПа – от 3 до 10 мин. После обезводороживающего отжига склонность к замедленному разрушению резко уменьшается.

В зависимости от содержания водорода наблюдается различный характер разрушения: при $\text{H}_2 = 0,08 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ – в основном межзеренный, а при $\text{H}_2 = 2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ – хрупкий внутризеренный (рис. 3). При этом в первом случае долом более пластичный, во втором – наблюдаются фасетки квазиотрыва.

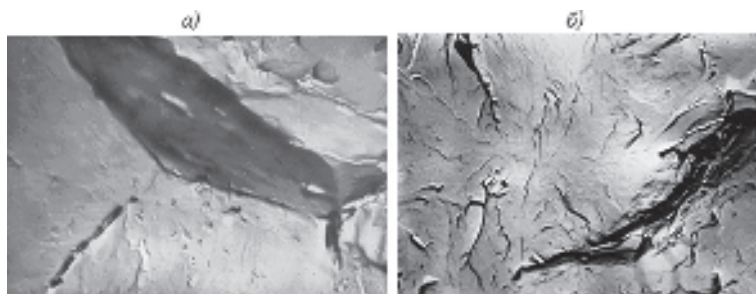


Рис. 3. Строение излома ($a - \times 4000$; $b - \times 6750$) при замедленном разрушении образцов с надрезом:

$a - \text{H}_2 = 0,08 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\sigma_{\text{в}}^{\text{н}} = 990 \text{ МПа}$, $\tau = 5\text{--}6 \text{ сут}$; $b - \text{H}_2 = 2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\sigma_{\text{в}}^{\text{н}} = 900 \text{ МПа}$, $\tau = 2 \text{ сут}$

Помимо уровня прочности существенное влияние на водородную хрупкость оказывает состав, структура и метод выплавки. Так, мартенситостареющая сталь с $\sigma_{\text{в}} \geq 2000 \text{ МПа}$ значительно менее склонна к водородной хрупкости, чем обычные конструкционные стали при $\sigma_{\text{в}} = 1600\text{--}1800 \text{ МПа}$.

При длительном вылеживании и в особенности при отпуске в интервале 150–350°C диффузионно-подвижный водород удаляется из стали и пластичность восстанавливается. Характерной особенностью является ее зависимость от скорости и температуры испытания и, следовательно, от условий нагружения при эксплуатации.

Механизм водородной хрупкости можно охарактеризовать следующим образом: водород диффундирует и образует сегрегации в микрообластях – очагах будущего разрушения, которое (разрушение) начинается при некоторой критической концентрации водорода. В процессе деформации идет восходящая диффузия водорода под воздействием поля упругих напряжений к зонам концентрации напряжений, к микроучасткам, где возникают максимальные объемные растягивающие напряжения. Наблюдается направленное перемещение водорода вместе с движущимися дислокациями к очагам будущего разрушения.

Вопрос о влиянии предварительной деформации является сложным. Это влияние может быть положительным и отрицательным – в зависимости от степени деформации, ее скорости и создаваемого напряженного состояния.

Поверхностный наклеп, создающий сжимающие напряжения на поверхности, оказывает благоприятное влияние и является наряду с отжигом одним из эффективных методов борьбы с водородной хрупкостью.

Многолетний опыт анализа эксплуатационных разрушений показал необходимость выявления признаков, определяющих скорое начало разрушения. Своевременное выявление признаков предразрушения сплавов позволит прогнозировать остаточный ресурс работы деталей и конструкций, обоснованно устанавливать дату следующего осмотра, ремонта или замены деталей, что даст возможность существенно снизить риск аварийных разрушений деталей, повысить безопасность полетов.

Как показывает опыт, разрушению предшествует пластическая деформация поверхности материала: на ней возникает микрорельеф (шероховатость), все более выраженный по мере увеличения пластической деформации и приближения момента разрушения материала. Измеряя степень шероховатости поверхности и ее повреждения в виде выходов плоскостей скольжения на различных стадиях нагружения и сравнивая полученные результаты с шероховатостью поверхности и ее поврежденностью в уже разрушенных образцах, можно будет с большой долей вероятности прогнозировать время, оставшееся до разрушения детали, определить стадию предразрушения объектов задолго до появления в них явно выраженных дефектов (микротрещин).

Обширный экспериментальный и теоретический материал в области физики прочности и пластичности однозначно свидетельствует о том, что зарождение микротрещин в деформируемых кристаллах контролируется накоплением пластической деформации, являющейся источником мощных внутренних напряжений.

В процессе деформирования материала в местах торможения пластических сдвигов в объеме кристалла, где имеются препятствия для скольжения дислокаций или мезополос, может произойти образование микро- и мезотрещин. В результате этого инициируется дополнительная концентрация напряжений [3].

В последнее время появилось много работ, в которых придается большое значение состоянию поверхностного слоя при определении надеж-

ности работы материала в процессе эксплуатации. Так, в исследованиях В.Е. Панина с сотрудниками показано, что поверхностные слои и внутренние границы раздела являются важными функциональными подсистемами, определяющими зарождение и развитие всех видов локализованного пластического течения [4]. В ходе пластической деформации накопление дислокаций в поверхностном слое оказывается более интенсивным, чем во всем объеме материала [5].

В связи с этим были проведены исследования по выявлению диагностических признаков предразрушения по состоянию поверхности для жаропрочных никелевых сплавов ЭК151-ИД, ВЖ175 и ВЖ175У при испытаниях на кратковременную ($\sigma_{\text{разр}}$) и длительную ($\tau_{\text{разр}}$) прочность. В работе анализировалось строение излома, состояние поверхности (с точки зрения выходов плоскостей скольжения и фрагментации), а также микроструктура вблизи излома и на расстоянии до 10 мм от излома. Кроме того, проводились испытания при фиксированной нагрузке, равной 0,7; 0,8 и 0,9 от $\sigma_{\text{разр}}$ или $\tau_{\text{разр}}$. После испытаний из образцов вырезалась средняя часть (10 мм) и проводились аналогичные исследования (испытания при температурах 20, 650 и 750°C).

Наибольшая плотность выхода плоскостей скольжения наблюдается в области разрушения вблизи излома или в средней части образцов, испытанных при фиксированной нагрузке.

Наибольшая протяженность зон с высокой плотностью выхода плоскостей скольжения (от излома) наблюдается после испытаний при 20°C как на поверхности, так и в приповерхностных слоях материала (до 10 мм). После испытаний при 650 и 750°C пластически деформируемый объем более локализован (до 5 мм).

В образцах, испытанных с фиксированной нагрузкой при $\sigma_{\text{max}} = 0,9\sigma_{\text{разр}}$, состояние поверхностных слоев близко к состоянию поверхностных слоев разрушенных образцов. При $\sigma_{\text{max}} = 0,8\sigma_{\text{разр}}$ наряду с меньшим количеством линий скольжения наблюдаются отдельные экструзии, а при $\sigma_{\text{max}} = 0,7\sigma_{\text{разр}}$ отмечаются лишь отдельные линии скольжения и экструзии (рис. 4).

С повышением температуры испытания наблюдается снижение доли разрушения по границам зерен и возрастает доля разрушения с формированием хрупких фасеток с наклоном по отношению к оси нагружения.

После длительных выдержек при комнатной температуре в течение 100 ч также наблюдается наибольшая протяженность зоны с высокой плотностью выхода плоскостей скольжения как на поверхности, так и в приповерхностных слоях материала (до 10 мм). После испытания при температурах 650 и 750°C пластически деформированный объем более локализован.

Испытания с фиксированной нагрузкой (с остановкой испытания при 0,7; 0,8 и 0,9 от $\tau_{\text{разр}}$) по мере увеличения нагрузки количество линий скольжения увеличивается, наибольшая плотность линий наблюдается в средней части образца. При долговечности 0,7 от $\tau_{\text{разр}}$ фрагментация выражена слабо, затем увеличивается.

В результате работы установлено:

– плотность выходов плоскостей скольжения на поверхность испытанных образцов зависит от метода испытаний, уровня приложенной нагрузки и температуры испытаний;

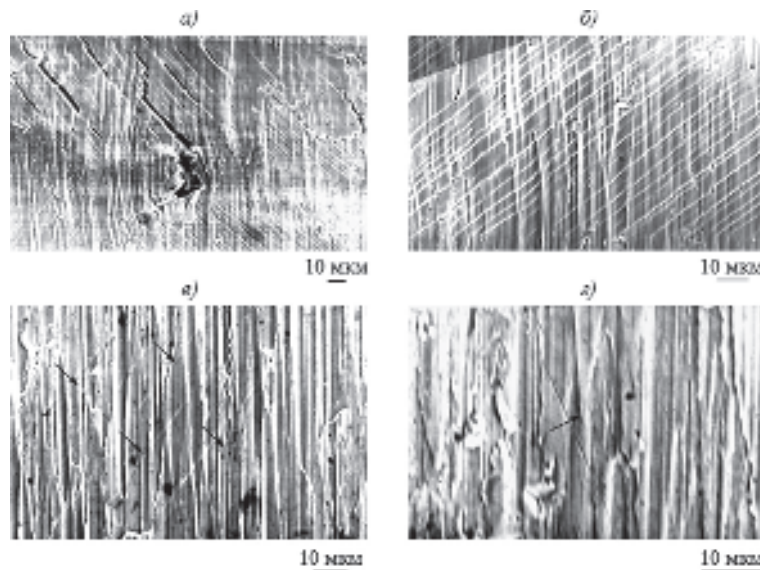


Рис. 4. Состояние поверхности (*a* – $\times 500$; *b*, *v* – $\times 1000$; *z* – $\times 2000$) сплава типа ЭК151-ИД при испытании на кратковременную прочность при 20°C: *a* – под изломом; *b*–*z* – в центральной зоне образца при нагружении σ соответственно 0,9; 0,8 и 0,7 от $\sigma_{\text{разр}}$ (стрелками показаны линии экструзии и скольжения)

– наибольшая плотность выхода плоскостей скольжения при кратковременных испытаниях и фрагментации поверхности при испытаниях на длительную прочность наблюдается в области разрушения вблизи излома или в средней части образцов, испытанных при фиксированной нагрузке. В образцах, испытанных с фиксированной нагрузкой при $\tau_{\text{max}} = 0,9\tau_{\text{разр}}$, состояние поверхностных слоев близко к состоянию поверхностных слоев разрушенных образцов, особенно при испытаниях на длительную прочность. При $\tau_{\text{max}} = 0,7\tau_{\text{разр}}$ наблюдаются отдельные линии скольжения;

– наибольшая протяженность зон с высокой плотностью выхода плоскостей скольжения (от излома) наблюдается после испытания при 20°C как на поверхности, так и в приповерхностных слоях материала (до 10 мм). После испытания при 650 и 750°C пластически деформируемый объем более локализован;

– микроструктурный анализ показал, что плотность линий скольжения у поверхности больше, чем в центре образца.

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что по наличию выходов плоскостей скольжения на поверхность образца (линий скольжения), наличию микротрещин и фрагментации поверхности можно судить об остаточной способности материала к торможению разрушения.

По результатам исследования составлены два атласа типичных рельефов поверхности перед разрушением жаропрочного никелевого сплава ЭК151 «Типичные рельефы поверхности перед разрушением, изломы, структура материала жаропрочного никелевого сплава ЭК151» (при кратковременном и длительном нагружении).

Разработан и составлен методический материал ММ 1.2.124–2009.

Для выявления диагностических признаков предразрушения высокопрочных никелевых сплавов ВЖ175 и ВЖ175У проводились испытания на длительную и кратковременную прочность образцов из штамповок при температурах 650 и 750°C, а также с фиксированной остановкой при $0,8\sigma_{\text{разр}}$.

Исследование характера разрушения, состояния поверхности и металлографический анализ показали:

– в процессе выдержки под нагрузкой на поверхности в средней части образцов уже при $0,8\sigma_{\text{разр}}$ наблюдаются области с большим, чем в остальной части образца, выходом плоскостей скольжения (линий скольжения), фрагментация, микротрещины вокруг частиц. При дальнейшей выдержке под нагрузкой плотность выходов плоскостей скольжения в этих местах увеличивается, разрушение происходит именно в этих местах;

– под изломом наблюдается наибольшая плотность линий скольжения и наиболее четкая фрагментация поверхности. Протяженность зон с высокой плотностью линий скольжения под изломом для разных сплавов различна: так, в сплаве ВЖ175У при температурах испытания 650 и 750°C данная зона сосредоточена в основном возле излома; в сплаве ВЖ175 данная зона имеет протяженность до 5 мм, затем встречаются лишь единичные линии. В образцах, испытанных при комнатной температуре, плотное расположение линий скольжения наблюдается на расстоянии до 8 мм от излома.

Фрагментация поверхности наиболее четко проявляется в сплаве ВЖ175У, выход плоскостей скольжения сосредоточен главным образом у поверхности излома, что соответствует большей локализации деформации. В сплаве ВЖ175 фрагментация развита слабо, наблюдаются линии скольжения по всей длине фрагмента.

На шлифах образцов сплавов ВЖ175 и ВЖ175У наибольшее количество выходов плоскостей скольжения во всех случаях наблюдается в непосредственной близости к излому. По мере удаления от излома плотность линий скольжения уменьшается. В центральной зоне образца по мере удаления от излома плотность линий скольжения меньше, чем у поверхности. Таким образом, в процессе исследования выявлены признаки предразрушения на поверхности образцов в виде фрагментации и увеличения плотности выхода плоскостей скольжения.

Фрактографический анализ показал, что разрушение во всех образцах начинается от поверхности. В очаговой зоне разрушение внутризеренное, с формированием хрупких фасеток и мелких ямок. В зоне развития трещины излом смешанный, с долей межзеренного разрушения, причем в сплаве ВЖ175У доля межзеренного излома больше, чем в сплаве ВЖ175.

В образцах сплавов ВЖ175 и ВЖ175У, испытанных с остановкой испытания, с увеличением продолжительности выдержки на поверхности увеличивается плотность выхода плоскостей скольжения, а их наиболее частое расположение наблюдается в средней части образца. Там же отмечаются растрескивания по плоскостям скольжения и крупным частицам (особенно в сплаве ВЖ175У), что определяет в дальнейшем место начала разрушения.

Испытания на кратковременную прочность показали, что:

– после испытания при 20°C линии скольжения распределены практически равномерно по всей длине фрагментов. Плотность линий скольжения в образцах сплава ВЖ175У выше, чем в образцах сплава ВЖ175;

– на поверхности фрагментов, вырезанных из образцов, испытанных при 20°C до разрушения, вблизи излома наблюдается наиболее плотное распределение линий скольжения, фрагментация поверхности. В отличие от образцов, испытанных при повышенных температурах, линии скольжения наблюдаются на всей поверхности фрагментов, на любом удалении от излома. Плотность линий в центральной зоне образцов, испытанных с остановкой, ниже, чем плотность линий вблизи излома в образцах, испытанных до разрушения;

– в образцах сплава ВЖ175У плотность линий скольжения в центральной зоне выше, чем в образцах сплава ВЖ175;

– после испытания при 650°C в образцах сплава ВЖ175У на поверхности вблизи излома наблюдается значительная плотность линий скольжения, при достижении расстояния 5 мм от излома на поверхности образцов наблюдается снижение плотности линий, а на расстоянии 10 мм от излома на поверхности образцов присутствуют лишь отдельные линии скольжения. Кроме того, наблюдается фрагментация поверхности. На поверхности образцов много трещин по скоплениям частиц;

– в образцах из сплава ВЖ175 плотность линий скольжения на поверхности вблизи излома значительно меньше, чем в образцах из сплава ВЖ175У. Уже на расстоянии 1 мм от излома на поверхности наблюдаются лишь отдельные линии скольжения, а при достижении расстояния 5 мм от излома они практически отсутствуют. Также наблюдаются трещины по частицам, значительная фрагментация поверхности.

В сплаве ВЖ175У процесс деформации, предшествующий разрушению, развивается более интенсивно:

– после испытания при 750°C наблюдается большая степень фрагментации поверхности, большое количество трещин по крупным частицам;

– после испытания при 650°C вблизи излома наблюдается большое количество линий скольжения и их плотность выше, чем в сплаве ВЖ175.

На основании проведенных исследований на сплавах ЭК151-ИД, ВЖ175 и ВЖ175У были выявлены следующие диагностические признаки предразрушения:

– наличие фрагментации поверхности, линий скольжения на поверхности образцов. Исследование поверхности образцов, испытанных с остановкой, показало, что при $\sigma = (0,7-0,8)\sigma_{\text{разр}}$ в материале не происходит существенных видимых изменений; после нагрузки $0,9\sigma_{\text{разр}}$ увеличивается плотность плоскостей скольжения, задействованных в процессе, что приводит к исчерпанию способности материала к пластической деформации;

– наличие фрагментации поверхности образцов, трещин по плоскостям скольжения и хрупким включениям, которые в дальнейшем являются очагами разрушения. Состояние поверхности отражает состояние материала с точки зрения его готовности к разрушению. Различие в поведении сплавов ВЖ175 и ВЖ175У в процессе нагружения, кроме того, показывает влияние структуры на сопротивление развитию систем скольжения и начало разрушения после исчерпания способности к пластической деформации.

Полученные результаты могут быть использованы как при разработке и выборе новых материалов для конструкций, так и при анализе эксплуатационных разрушений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. М.: Машиностроение. 1975. 200 с.
2. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия. 1979. 199 с.
3. Малинина Н.А. Мезомеханика многоуровневой системы структурных напряжений // Вестник НГУ. 2004. № 26. С. 7–12.
4. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В., Моисеенко Д.Д. Природа локализации пластической деформации твердых тел // Журнал технической физики. 2007. Т. 77. № 8. С. 62–69.
5. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука. 1983. 280 с.

В.В. МУРАШОВ

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК И СОСТАВА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ АКУСТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

Повышение надежности изделий авиационной техники наиболее актуальная задача современного авиастроения. Поскольку надежность деталей и агрегатов изделия зависит не только от свойств материалов, но и от наличия в них скрытых структурных неоднородностей, приводящих к отклонениям физико-механических характеристик материала от номинальных значений, то вопрос их контроля приобрел значительную актуальность.

Для оценки физико-механических свойств полимерных композиционных материалов (ПКМ) применяются методы диагностики, которые используют принципы акустических, тепловых, электрических и других методов дефектоскопии, но в ином качестве. Основными из них (по числу решаемых задач) являются ультразвуковые (УЗ) методы, которые не требуют громоздкой аппаратуры для их реализации и могут применяться не только в лабораторных условиях, но и в цехах и даже в полевых условиях [1, 2].

Методы технической диагностики являются косвенными и основаны на установлении корреляционных связей между параметрами диагностики (акустическими характеристиками материала) и физико-механическими характеристиками ПКМ путем сопоставления результатов неразрушающих и разрушающих испытаний [3].

Вопросами оценки физико-механических характеристик неметаллических конструкционных материалов (в основном стеклопластиков) занимаются уже несколько десятков лет [4], однако широкого внедрения этих методов не наблюдается. Такое же положение в этой области и за рубежом. Связано это с невысокой точностью оценки физико-механических характеристик акустическими методами и нестабильностью получаемых результатов [5].

В ВИАМ создано новое научное направление по диагностике физико-механических свойств и состава ПКМ [6, 7], позволяющее определять упругие и прочностные свойства, пористость, плотность, содержание матрицы и наполнителя, степень отверждения матрицы углепластиков в конструк-