

УДК 539.4:669.1

## ВЛИЯНИЕ УГЛА РАСКРЫТИЯ НАДРЕЗА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МОРФОЛОГИЮ ИЗЛОМА ОБРАЗЦОВ ИЗ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ

Г. Г. Савенков, Б. К. Барахтин\*, А. М. Брагов\*\*, Е. В. Щукина

Концерн “Морское подводное оружие — Гидроприбор”, 194044 Санкт-Петербург

\* Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,  
190008 Санкт-Петербург

\*\* Научно-исследовательский институт механики Нижегородского государственного  
университета им. Н. И. Лобачевского, 603950 Нижний Новгород

E-mail: sav-georgii@yandex.ru

Исследованы механические свойства стали марки Ст.10 при растяжении образцов с надрезами при различных скоростях деформации. Проведены исследования поверхностей разрушения после динамического изгиба образцов с надрезами, выявлены особенности механизмов пластической деформации и разрушения, определены фрактальные размерности контуров разрушения.

Ключевые слова: малоуглеродистая сталь, механические свойства, динамический изгиб, фрактальная размерность.

**Введение.** Для создания и развития моделей пластической деформации и разрушения требуется количественная информация как о механических свойствах материала, так и о характеристиках состояния деформированной или разрушенной поверхности на том или ином масштабном уровне. Необходимы знания о корреляционных связях этих свойств и характеристик с параметрами нагружения. Однако количество параметров деформированной или разрушенной структуры, которые могут быть использованы при математическом моделировании процессов деформирования, ограничено. Как правило, эти параметры характеризуют отдельные элементы, а не структуру в целом [1], что не позволяет применять их при описании сложных неоднородных структур.

Одной из характерных особенностей диссипативных структур, к числу которых относятся структуры деформированного и разрушенного материалов, является их масштабное самоподобие, обусловленное масштабной инвариантностью механизмов пластической деформации и разрушения [2]. Самоподобие структур можно охарактеризовать фрактальной размерностью  $D_f$  или набором мультифрактальных параметров (размерностей Реньи  $D_q$ ) [1], с использованием которых можно описать структуру в целом. Кроме того, фрактальная размерность является экстенсивным геометрическим фактором, который позволяет учитывать увеличение реальной длины контура разрушения (трещины) или площади его (ее) поверхности за счет шероховатости, а следовательно, более точно определять

механические характеристики материала, в частности критические коэффициенты интенсивности напряжений.

Однако информация о фрактальности поверхностей разрушения весьма противоречива. Например, при различных механизмах разрушения значения  $D_f$  могут оказаться одними и теми же, а для идентичных изломов различаться [3, 4]. Это обусловлено малостью интервала изменения величины размерности и диапазона пространственных масштабов, который должен включать не менее трех порядков величины.

Таким образом, получение информации о фрактальной размерности  $D_f$  или наборе размерностей Реньи  $D_q$  для определенного класса материалов и вида напряженно-деформированного состояния при различных типах разрушения и скоростях нагружения является актуальной задачей.

Существует два способа определения механизма разрушения материала при одном и том же виде напряженно-деформированного состояния: 1) использование образцов одинакового размера и изменение в широком диапазоне скорости деформации; 2) применение образцов напряженно-деформированного состояния с концентраторами напряжений в виде надрезов с различными углами раскрытия. В первом случае необходимо использовать различное экспериментальное оборудование, в частности позволяющее проводить нагружение со скоростями деформации  $\dot{\epsilon} \geq 10^5 \text{ с}^{-1}$ , что не всегда осуществимо на практике. Во втором случае возникают следующие задачи:

- 1) определить особенности механизмов пластической деформации и разрушения в зависимости от угла раскрытия надреза;
- 2) установить количественные закономерности между характеристиками материала и параметрами структуры (фрактальной размерностью  $D_f$ , размером пластической зоны);
- 3) полагая, что в момент начала распространения трещины выполняется условие Жильмо [5], определить влияние микропластической деформации на процесс формирования поверхности разрушения.

Целями настоящей работы являются определение стандартных механических характеристик малоуглеродистой стали в зависимости от угла раскрытия надреза и скорости деформации; изучение влияния угла раскрытия надреза на особенности процессов деформации и разрушения; исследование геометрии изломов, определение фрактальной размерности их контура; определение критического коэффициента интенсивности напряжений (трещиностойкости)  $K_{Ic}$  и оценка влияния фрактальной размерности на его величину.

**1. Материал, образцы и методика исследований.** Все испытываемые образцы были изготовлены из одного и того же стального прутка (сталь марки Ст.10) диаметром 60 мм. Образцы четырех типов подвергались четырем видам испытаний: 1) растяжение стандартных образцов (образцов типа V по ГОСТ 1497-84) и образцов с надрезами при  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ; 2) растяжение образцов без надреза при  $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ ; 3) симметричный трехточечный динамический изгиб при  $\dot{\epsilon} \geq 10^4 \text{ с}^{-1}$ ; 4) разрушение образцов для определения  $K_{Ic}$ .

Испытания стандартных образцов и образцов с надрезами глубиной 1 мм, угол раскрытия которых составлял  $\alpha = 60, 90, 120^\circ$ , проводились на испытательной машине 5585N Instron. Поскольку в рассматриваемом случае отношение глубины надреза к радиусу образца ( $1/3 \approx 0,33$ ) меньше 0,75, согласно классификации надрезов [6] исследуемый надрез относится к числу мелких.

При  $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$  испытания проводились на специальной установке с использованием метода разрезных стержней Гопкинсона. Установка включает нагружающее устройство (пневматическую пушку калибром 10 мм), два разрезных стержня диаметром 10 мм и регистрирующую аппаратуру. Отсутствие надрезов на образце объясняется спецификой регистрации параметров процесса нагружения и малым диаметром (3 мм) рабочей части

Результаты испытаний образцов на одноосное растяжение

$\alpha$ , град	$\dot{\epsilon}$ , $\text{с}^{-1}$	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$S_k$ , ГПа	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %
180 (без надреза)	$10^{-3}$	$252 \pm 14$	$432 \pm 7$	8,8	$30 \pm 2$	$60 \pm 2$
60	$10^{-3}$	$440 \pm 9$	$667 \pm 6$	5,8	$8,5 \pm 2$	$24 \pm 2$
90	$10^{-3}$	$440 \pm 8$	$649 \pm 5$	7,3	$8 \pm 3$	$33 \pm 1$
120	$10^{-3}$	$448 \pm 9$	$618 \pm 2$	7,3	$10 \pm 2$	$38 \pm 3$
180 (без надреза)	$5 \cdot 10^3$	$450 \pm 13$	$612 \pm 24$	3,3	$55 \pm 1$	$64 \pm 2$

Примечание. Квазистатические испытания проведены для трех образцов, динамические — для двух образцов.

образца. Заметим также, что длина рабочей части образца составляла 10 мм. Таким образом, относительное удлинение образца не соответствовало удлинению, определяемому с использованием стандартных коротких образцов.

Толщина испытываемых дисков, равная 5 мм, выбиралась из условия их гарантированного разрушения на две части. Динамический симметричный изгиб этих дисков, имеющих надрезы глубиной 2 мм с указанными выше углами раскрытия, осуществлялся путем подрыва заряда ВВ, помещенного в тонкостенную (0,1 мм) медную оболочку. При длительности импульса нагружения  $\Delta t = 1$  мкс давление составляло приблизительно 30 ГПа, скорость деформации  $\dot{\epsilon} \geq 10^4 \text{ с}^{-1}$ .

Металло- и фраттографические исследования проводились с помощью светового инвертированного металлографического микроскопа Axio Observer A1m, оснащенного цифровой видеокамерой и системой ввода изображения, и электронного растрового микроскопа SEM 535.

При исследовании структурных изменений и кристаллографических разориентаций использовался метод дифракции быстрых электронов с помощью электронного растрового микроскопа “Кванти-3Д”.

Фрактальная размерность определялась методом вертикальных сечений по тангенсу угла наклона прямой суммарная длина профиля  $L$  — шаг его измерения  $h$  [5].

**2. Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение.** Ниже обсуждаются результаты экспериментов по динамическому деформированию образцов с надрезами, а также данные металло- и фраттографического анализа их поверхностей.

2.1. *Результаты испытаний на растяжение.* Результаты механических испытаний образцов на одноосное растяжение, в том числе на установке с разрезными стержнями Гопкинсона, представлены в таблице ( $\dot{\epsilon}$  — скорость деформации,  $\sigma_{0,2}$  — предел текучести,  $\sigma_{\text{в}}$  — временное сопротивление,  $S_k$  — истинное сопротивление разрыву,  $\delta_5$  — относительное удлинение стандартного короткого образца,  $\psi$  — относительное сужение образца).

Приведенные данные о растяжении образцов при скоростях деформации  $\dot{\epsilon} = 10^{-3}$ ,  $5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$  не противоречат данным [7, 8] об изменении условного предела прочности (временного сопротивления) и сужении поперечного сечения, в то же время значения истинного сопротивления разрыву, условного предела текучести и относительного удлинения существенно различаются. В ходе испытаний получены следующие результаты.

Нанесение надреза с любым углом раскрытия приводит к увеличению временного сопротивления  $\sigma_{\text{в}}$  в 1,4–1,5 раза и предела текучести  $\sigma_{0,2}$  в 1,7–1,8 раза. Это вызвано изменением напряженно-деформированного состояния и условий формирования очага повреждения металла [7].

По мере уменьшения угла раскрытия надреза значения временного сопротивления возрастают, при этом величина предела текучести, зависящая от условий начала микропластической деформации, остается практически постоянной, что отличается от результатов,

полученных в [7] для малоуглеродистой стали. В [7] показано, что с уменьшением угла надреза предел текучести уменьшается более чем в два раза.

В проведенных экспериментах истинное сопротивление разрыву  $S_k$  уменьшается в 1,2–1,5 раза, оставаясь постоянным при углах раскрытия надреза  $\alpha = 90, 120^\circ$ , в то время как в [7] эта характеристика имеет постоянное значение при различных углах  $\alpha$ . Полученный в данной работе результат близок к результатам, полученным для образцов из пластичных металлов с мелкими надрезами (глубиной 1 мм). Для таких образцов значение  $S_k$  меньше или равно значению соответствующей характеристики для гладкого образца [8].

В отличие от проведенных ранее испытаний [7] относительное удлинение образцов с надрезами уменьшается в 3–3,5 раза по сравнению с образцами без надреза. Согласно данным [7] относительное удлинение стандартных длинных образцов с уменьшением угла раскрытия надреза уменьшается в десятки раз. Относительное сужение  $\psi$  образцов с надрезами меняется менее значительно (приблизительно в два раза), чем относительное удлинение.

При монотонном изменении параметра  $\psi$ , характеризующего пластические свойства стали, в диапазоне углов раскрытия  $\alpha = 90 \div 120^\circ$  этот параметр меняется незначительно.

При наличии в образце надрезов увеличение скорости деформации до значения  $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^3 \text{ с}^{-1}$  приводит к увеличению прочностных параметров  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_b$ , при этом относительное удлинение  $\delta$  резко возрастает (по сравнению со значением  $\delta_5$  для стандартного короткого образца [6] — практически в два раза), а относительное сужение не меняется.

При  $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$  истинное сопротивление разрыву больше предела прочности в 5 раз, тогда как при квазистатических испытаниях — в 20 раз. По-видимому, такой результат объясняется различием геометрических размеров образцов. Полученное в настоящей работе значение  $S_{kd} = 3,3 \text{ ГПа}$  в 1,5–2,2 раза больше значений  $S_{kd}$ , полученных в работе [9] с использованием метода разрезных стержней Гопкинсона при той же скорости деформации для сталей различного класса. Однако и в этом случае геометрические размеры образцов различались.

*2.2. Результаты испытаний на динамический изгиб. Механизмы пластической деформации и разрушения при динамическом изгибе.* В ходе испытаний на динамический симметричный изгиб образцов с надрезами прежде всего определялись скорости роста трещин  $V_{cr} = L/\Delta t$  ( $L$  — длина разрушенной зоны) в зависимости от угла раскрытия надреза. Для дисков с надрезами при  $\alpha = 60, 90, 120^\circ$  получены значения скорости роста трещины  $V_{cr} = 2800, 2100, 1900 \text{ м/с}$  соответственно. Таким образом, с уменьшением угла раскрытия надреза скорость роста трещины увеличивается. Следует отметить, что при  $\alpha = 60, 90^\circ V_{cr} > 0,6c_2$  ( $c_2$  — скорость поперечных волн). Как известно, при таких значениях скоростей роста трещин начинается их ветвление [10].

Результаты металлографических исследований структуры стали в непосредственной близости от надреза (где происходило формирование пластической зоны и начинала распространяться магистральная трещина) показывают, что при уменьшении размеров зерен ширина их функций распределения по размерам зависит от угла раскрытия надреза: чем больше этот угол, тем шире распределение (рис. 1). Например, при  $\alpha = 120^\circ$  одномодальное распределение соответствует зернистому строению стали с размером зерен  $(50 \pm 20) \text{ мкм}$ . При  $\alpha = 90^\circ$  деформированные зерна имеют меньший размер  $(45 \pm 15) \text{ мкм}$ . При  $\alpha = 60^\circ$  имеет место бимодальное распределение, которому соответствуют размеры зерен  $(40 \pm 10)$  и  $(65 \pm 5) \text{ мкм}$ . Таким образом, с уменьшением угла раскрытия надреза уменьшаются размеры зерен и увеличивается однородность зернистой структуры. Можно предположить, что полученный результат обусловлен тремя факторами: увеличением нормальных напряжений с уменьшением угла раскрытия надреза [7, 8], увеличением коэффициента концентрации напряжений при меньшем угле раскрытия надреза

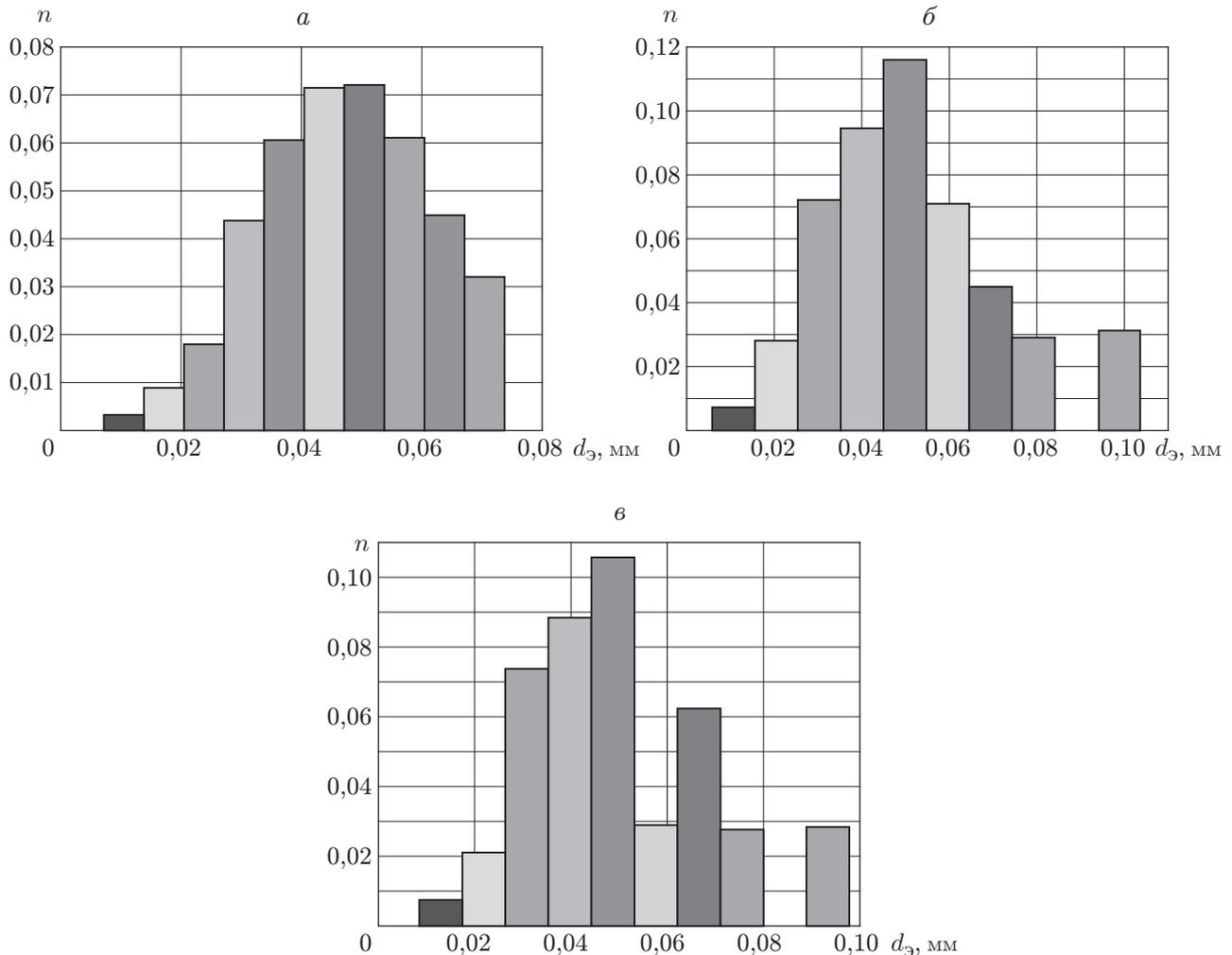


Рис. 1. Отношение количества зерен эквивалентного диаметра  $d_э$  к общему количеству зерен, попавших в поле микроскопа, в образцах из стали марки Ст.10 с надрезами после динамического импульсного нагружения и деформации со скоростью  $\dot{\epsilon} = 10^4 \text{ с}^{-1}$ :

$a$  —  $\alpha = 120^\circ$ ;  $б$  —  $\alpha = 90^\circ$ ;  $в$  —  $\alpha = 60^\circ$

за счет динамичности процесса (в данном случае коэффициент концентрации напряжений, по-видимому, определяется отношением ширины надреза к длине падающей ударной волны [11]) и влиянием интерференции ударной волны от боковых сторон надрезов. Взаимовлияние указанных факторов приводит к более существенному уменьшению размеров зерен.

При сравнении изображений структур материала на участках шлифов, расположенных в непосредственной близости от вершины надреза, с поверхностями разрушения в тех же зонах (рис. 2) выявлены следующие особенности.

При угле раскрытия концентратора  $\alpha = 120^\circ$  в диапазоне характеристических размеров  $80 \div 200 \text{ мкм}$  зафиксированы фасетки микроскопа, трещины сдвига и отрыва. Вблизи концентратора с углом раскрытия  $\alpha = 90^\circ$  на участке шириной  $(125 \pm 25) \text{ мкм}$  выявлены трещины расслоения и ямки квазискола. При уменьшении угла концентратора до  $60^\circ$  формируется поверхность разрушения с ямками квазискола и площадками локализованного сдвига. Наличие указанных особенностей микрорельефа поверхности разрушения вблизи надреза может быть обусловлено неоднородным распределением деформируемых микро-

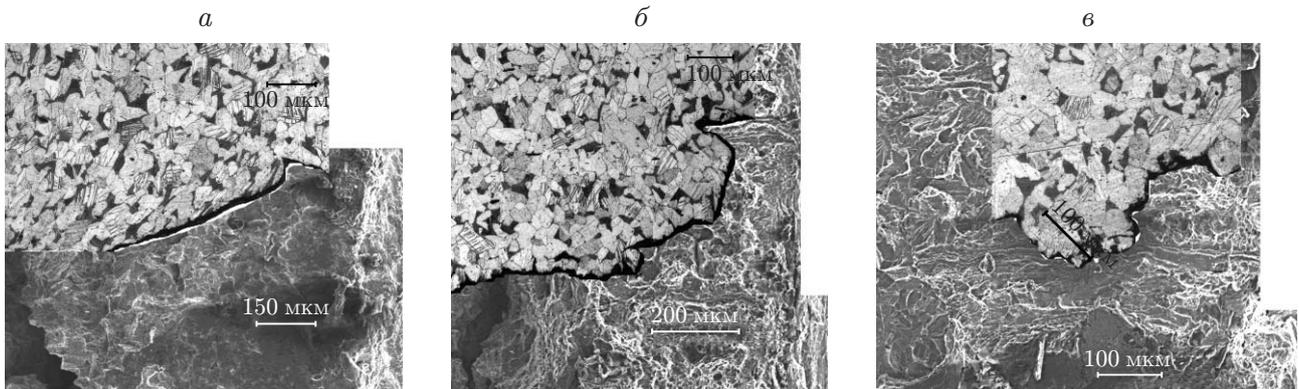


Рис. 2. Изображения структур материала, совмещенные с поверхностями разрушения вблизи надрезов после динамического изгиба со скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = 10^4 \text{ с}^{-1}$ :

*a* —  $\alpha = 120^\circ$ ; *б* —  $\alpha = 90^\circ$ ; *в* —  $\alpha = 60^\circ$

объемов, имеющих различную прочность, в указанном диапазоне характеристических масштабов и ростом неоднородности поля скоростей пластического сдвига. Например, группирование дислокаций вокруг упрочненных микрообъемов (перлитной составляющей) может инициировать образование микротрещин микроскола. Взаимодействие дислокаций в менее прочных микрообъемах (феррите) приводит к образованию расслоений и микротрещин квазискола. Близкое пространственное расположение расслоений вызывает появление локальной текучести. Можно полагать, что при углах  $\alpha = 60, 90^\circ$  образование расслоений приводит к ветвлению магистральной трещины при достижении критического значения скорости  $V_{cr} \geq 0,6c_2$  [10]. Считается, что ветвление трещины может происходить также в диапазоне скоростей  $0,3c_2 \leq V_{cr} \leq 0,6c_2$ , однако в рассматриваемом случае расслоения наблюдаются только при значениях скоростей, превышающих критическое значение.

Результатам металло- и фратографического анализа не противоречат данные, полученные методом дифракции быстрых электронов. Для участков шлифов, расположенных вблизи вершины надрезов, построены карты расположения структурных объектов с кристаллографическими разориентациями и участками структурных изменений, ограниченных углом толерантности (углом сканирования поверхности образца), равным  $5^\circ$  (рис. 3). Анализ построенных карт показывает, что вблизи острого надреза ( $\alpha = 60^\circ$ ) доля малонаклонных границ незначительно превышает долю вблизи надрезов с углами раскрытия  $\alpha = 90, 120^\circ$ . Структурные изменения ограничены полосами шириной не более 2 мкм на поверхности типа (110) с направлением  $\langle 111 \rangle$ . Таким образом, в условиях кратковременного динамического нагружения фрагментация зерен, характерная для больших пластических деформаций, является незначительной.

Из полученных данных следует, что в условиях динамического воздействия и сложного напряженного состояния при  $\dot{\epsilon} \geq 10^4 \text{ с}^{-1}$  в ферритно-перлитной стали марки Ст.10 основные изменения на мезоструктурном уровне локализованы вблизи границ микрообъемов с различной прочностью и податливостью. Эти изменения обусловлены влиянием нескольких механизмов пластического течения и разрушения. Их роль определяется уровнем напряжений и видом напряженно-деформированного состояния металла в зависимости от угла раскрытия надреза. По мере уменьшения угла раскрытия надреза в результате влияния напряженно-деформированного состояния размеры пластической зоны уменьшаются, степени измельченности и однородности зернистой структуры увеличиваются, механизмы взаимодействия дислокаций изменяются, пластическое течение локализуется.

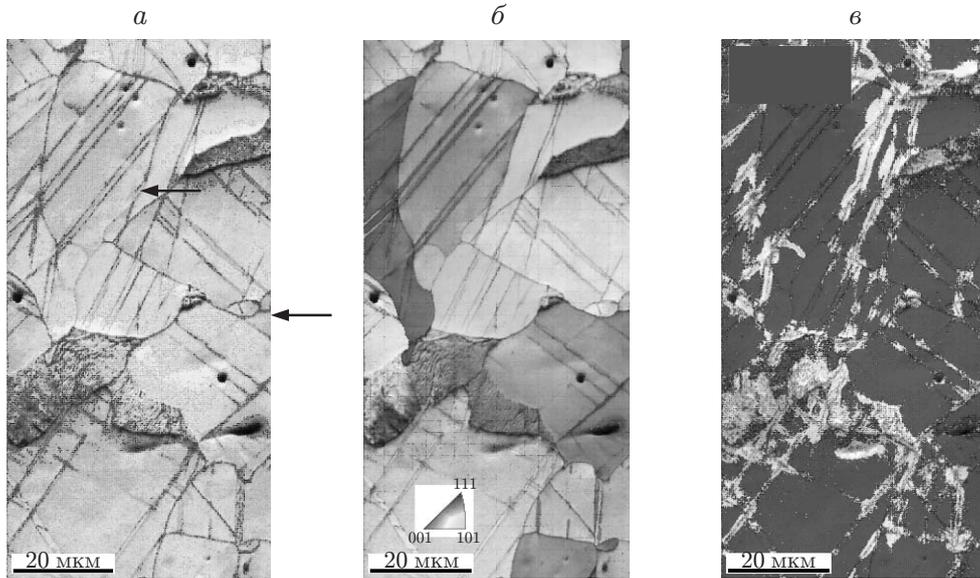


Рис. 3. Карты расположения структурных объектов:

*a, б* — результаты металло- и фрактографического анализа (*a* — объекты с кристаллографическими разориентациями, *б* — объекты с участками структурных изменений); *в* — данные, полученные с использованием метода дифракции быстрых электронов при угле толерантности, равном  $5^\circ$ ,  $\alpha = 60^\circ$ ; стрелки — полосы локализованного сдвига

2.3. *Определение фрактальной размерности и трещиностойкости. Влияние  $D_f$  на величину  $K_{Ic}$ .* Для всех типов образцов и видов нагружения определялась фрактальная размерность. В случае статического нагружения цилиндрических образцов при  $\alpha = 60, 90, 120, 180^\circ$  получены значения  $D_f = 1,07; 1,18; 1,17; 1,13$  соответственно. В случае нагружения цилиндрических образцов методом разрезных стержней Гопкинсона при  $\alpha = 180^\circ$  значение фрактальной размерности составило  $D_f = 1,09$ . В случае динамического изгиба дисков с надрезами при  $\alpha = 60, 90, 120^\circ$  получены значения  $D_f = 1,04; 1,10; 1,12$  соответственно.

Анализ полученных результатов показывает, что диапазон значений  $D_f$  очень узкий: разность между максимальным и минимальным значениями не превышает 14 %. Это затрудняет анализ результатов и вызывает сомнения в достоверности полученных данных.

Кроме того, при анализе полученных результатов обнаружено, что при квазистатическом нагружении значения фрактальной размерности больше, чем при динамическом нагружении. Этот результат является противоречивым, поскольку фрактальные кривые представляют собой “геометрически хаотичные” кривые [12]. Поэтому в случае динамического нагружения должно иметь место более неупорядоченное (в определенной степени турбулентное [13]) деформирование материала, чем в случае квазистатического нагружения. Однако в данном случае наблюдается обратное явление, что может быть обусловлено различием напряженно-деформированного состояния испытанных образцов и влиянием микропластической деформации на значение фрактальной размерности.

В случае цилиндрических образцов без надреза на кривой зависимости фрактальной размерности от угла раскрытия, так же как и на кривой зависимости деформационных характеристик от угла раскрытия, имеется плато. Данный результат соответствует результатам теоретического анализа, выполненного в работе [14], в которой получено соотношение, связывающее фрактальную размерность только с этими двумя характеристиками ( $\delta$  и  $\psi$ ) материала и с коэффициентом поперечных деформаций (коэффициентом Пуассона).

Такое же плато наблюдается в случае динамического изгиба, если при этом полагать, что фрактальная размерность образца, подвергнутого динамическому изгибу, соответствует фрактальной размерности цилиндрического образца без надреза после высокоскоростного растяжения.

При динамическом изгибе фрактальная размерность и скорость трещины зависят от угла раскрытия: чем больше угол раскрытия, тем больше значения  $D_f$  и меньше значения  $V_{cr}$ . При этом скорость более существенно зависит от угла раскрытия надреза, чем фрактальная размерность.

При оценке влияния найденных значений фрактальной размерности на трещиностойкость  $K_{Ic}$  исследуемой стали характеристика  $K_{Ic}$  прежде всего была определена без учета фрактальности контура разрушения.

С использованием методики, приведенной в [15], в образце с углом раскрытия надреза  $\alpha = 60^\circ$  путем трехточечного кругового изгиба была создана усталостная трещина, после чего образец был разорван на испытательной машине. Определены разрушающая нагрузка  $P_{cr} = 14,9$  кН и диаметр перешейка в плоскости расположения трещины  $d = 5,2$  мм. По формуле [15]

$$K_{Ic} = \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{\pi d}} \frac{P_{cr}}{df(\xi)}, \quad (1)$$

где  $f(\xi)$  — функция величины  $\xi = d/d_0$ ;  $d_0 = 8$  мм — диаметр образца, при указанных значениях параметров, входящих в (1), и  $f(\xi) = 1,33$  [15. С. 231] найдено значение  $K_{Ic} = 31,6$  МПа/м<sup>1/2</sup>.

С использованием соотношения фрактальной геометрии [15]

$$d_{tr} = (d/h)^{D_f}$$

при значении  $h = 20$  мкм, используемом в данной работе, и  $D_f = 1,07$  определено истинное значение диаметра перешейка  $d_{tr} = 7,69$  мм. Полагая, что значение  $f(\xi)$  не меняется (поскольку приближенная формула (1) получена без использования соотношений фрактальной геометрии), находим истинное значение трещиностойкости  $K_{Ic}^{tr} \approx 2,13 K_{Ic} \approx 67,3$  МПа/м<sup>1/2</sup>, которое согласуется со значениями  $K_{Ic}^\Phi$  (трещиностойкость с учетом фрактальных свойств трещины) для сталей, приведенными в [5].

**Заключение.** Испытания образцов из стали марки Ст.10 с концентраторами напряжений при высокой скорости деформации показали, что этот материал имеет особенности, обусловленные изменением механических свойств, которые не были обнаружены при проведении аналогичных исследований малоуглеродистых сталей.

В результате исследований структуры образцов, проведенных после динамического (взрывного) нагружения изгибом, установлено, что основные изменения на мезоструктурном уровне происходят вблизи границ микрообъемов с различными прочностью и податливостью. При уменьшении угла раскрытия надреза механизм разрушения меняется. Влияние механизмов деформации и разрушения определяется размерами пластической зоны вблизи надреза и особенностями взаимодействия дислокаций.

При динамическом изгибе установлена взаимосвязь между фрактальной размерностью и углом раскрытия надреза: чем меньше этот угол, тем меньше значение размерности. При квазистатическом растяжении на кривой зависимости  $D_f = F(\alpha)$  при  $\alpha = 90^\circ$  имеется экстремум.

Показано, что учет фрактальности трещины может привести к существенному изменению значения трещиностойкости материала даже при небольшом значении фрактальной размерности.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Колмаков А. Г.** Использование положений системного подхода при изучении структуры, особенностей пластической деформации и разрушения металлов // *Металлы*. 2004. № 4. С. 98–107.
2. **Панин В. Е.** Физическая мезомеханика материалов // *Изв. РАН. Механика твердого тела*. 1999. № 5. С. 88–108.
3. **Milman V. Y., Stelmashenko N. A., Blumenfeld R.** Fracture surfaces: A critical review of fractal studies and morphological analysis of scanning tunneling microscopy measurements // *Progr. Material Sci.* 1994. V. 38. P. 425–474.
4. **Кудря А. В., Соколовская Э. А., Арсенкин А. М.** Эффективность применения средств наблюдения различной размерности для анализа морфологии излома улучшаемых сталей // *Деформация и разрушение материалов*. 2010. № 1. С. 38–44.
5. **Иванова В. С.** Синергетика: Прочность и разрушение металлических материалов. М.: Наука, 1992.
6. **Грубин А. Н.** Нелинейные задачи концентрации напряжений в деталях машин. Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1972.
7. **Шапошников Н. А.** Механические испытания металлов. М.; Л.: Машгиз, 1951.
8. **Фридман Я. Б.** Механические свойства металлов. М.: Машиностроение, 1974. Т. 2.
9. **Савенков Г. Г.** Критические напряжения при отколе и динамическом разрыве металлов // *ПМТФ*. 2005. Т. 46, № 6. С. 103–107.
10. **Петч Н.** Металлографические аспекты разрушения // *Разрушение*. Т. 1 / Под ред. Г. Либовица. М.: Мир, 1973. С. 374–420.
11. **Отпущенников Е. Н., Ловков С. Я., Костин И. Х.** Экспериментальное исследование концентрации напряжений около кругового отверстия при воздействии плоской волны сжатия // *Концентрация напряжений*. Киев: Наук. думка, 1971. Вып. 3. С. 106–112.
12. **Мандельброт Б.** Фракталы и возрождение теории итераций // *Пайтен Х.-О. Красота фракталов. Образы комплексных динамических систем / Х.-О. Пайтен, П. Х. Рихтер*. М.: Мир, 1993. С. 131–140.
13. **Ханнанов Ш. Х.** Структурная турбулентность в аморфных и кристаллических телах // *Дисклинации и ротационная деформация твердых тел*. Л.: Физ.-техн. ин-т им. А. Ф. Иоффе, 1990. С. 215–224.
14. **Савенков Г. Г., Барахтин Б. К.** Связь фрактальной размерности поверхности разрушения с комплексом стандартных характеристик материала на растяжение // *ПМТФ*. 2011. Т. 52, № 6. С. 177–184.
15. **Панасюк В. В.** Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов / В. В. Панасюк, А. Е. Андрейкив, С. Е. Ковчик. Киев: Наук. думка, 1977.

*Поступила в редакцию 29/XII 2012 г.*