

## МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЖЕЛЕЗА

*А. М. Молодец, В. И. Лебедев, А. Н. Дремил  
(Черноголовка)*

Характерная особенность откольного разрушения металлических материалов — зарождение и рост большого количества микронесплошностей [1]. В [1, 2] получена обширная статистическая информация о развитии поврежденности при отколе. В то же время важным аспектом этого процесса является физический микромеханизм зарождения и развития микротрещин. При этом, очевидно, необходимо исследовать микромеханизмы на различных масштабных уровнях — от дислокационного, поскольку дислокационные реакции ведут к появлению больших локальных напряжений, стимулирующих зарождение трещин, до микроструктурного, определяемого размерами зерен поликристаллического материала.

Выяснению этих вопросов посвящены работы [3—5]. В [3] показано, что в откольноразрушенном железе плоские микротрещины лежат в плоскостях (100) различных зерен поликристалла. В работе [4] установлено, что вначале индивидуальные откольно-стимулированные поры в алюминии представляют собой октаэдрические пустоты, поверхности которых ориентированы параллельно кристаллографическим плоскостям (111). Авторы [4] предложили микромеханическую модель роста таких пустот, основанную на движении дислокаций.

Микромеханические модели откола используются (с помощью процедуры численного счета) для предсказания и описания макроскопических аспектов откольного разрушения [6]. В этой связи представляется важным выяснить на основе физического эксперимента, как изменения в микромеханизме откола отражаются на его макроскопических проявлениях.

В случае одномерного откола наиболее емкую и достоверную экспериментальную макроскопическую информацию дают результаты непрерывной регистрации газодинамических переменных, например скорости свободной поверхности. Цель данной работы — выяснить, каким образом изменения в процессе разрушения на микроуровне отражаются на поведении скорости свободной поверхности при отколе в железе.

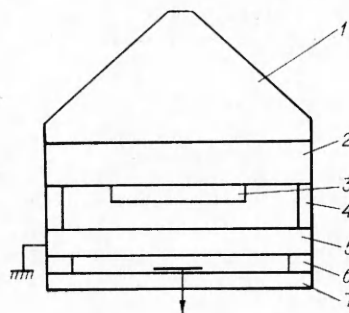
### Эксперимент

Объект исследования — армко-железо с содержанием углерода  $\approx 0,5\%$ ; образцы — диски диаметром  $d = 100$  и толщиной  $a = 5,8$  мм, вырезанные из прутка перпендикулярно его оси в состоянии поставки.

Образцы нагружали взрывным устройством, показанным на рис. 1. Скорость свободной поверхности при отколе образцов регистрировали методом емкостного датчика [7]. Начальная температура образцов:  $T_0 = 77, 300, 420$  и  $540$  К. Криогенная температура достигалась в результате

Рис. 1. Схема эксперимента по регистрации скорости свободной поверхности.

1 — взрывной генератор плоской ударной волны; 2 — стальной экран диаметром 100 и толщиной 15 мм; 3 — алюминиевый ударник диаметром 60 и толщиной 3 мм; 4 — упоры, задающие базу полета ударника; 5 — образец; 6 — стальное кольцо; 7 — неподвижный электрод емкостью датчика, выполненный на основе стеклотекстолига СФ1-35, фольгированный медью.



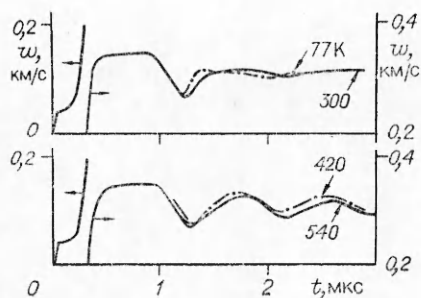


Рис. 2. Графики скорости свободной поверхности железного образца с  $d = 100$  мм,  $a = 5,8$  мм после удара алюминиевым ударником, разогнанным до скорости 600 м/с.

охлаждения всей сборки жидким азотом аналогично [8], поэтому во время взрывного нагружения при этой и комнатной температурах образец был равномерно прогрет по всей толщине. Повышенные температуры (420 и 540 К) имели только внутренние слои образца, где возникал откол. О значении  $T_0$  в данных опытах судили на основании экспериментальной кривой остывания предварительно нагретого образца, для чего из того же прутка готовили диски с  $d = 2,5$  и  $3,3$  мм, между которыми помещали термопару. Получившаяся «слойка» играла роль образца в схеме рис. 1. Затем полностью имитировались условия эксперимента: «слойка» накладным нагревателем в течение времени  $t_{\max}$  нагревалась до тех пор, пока температура термопары не приобрела установившегося значения  $T_{\max}$ . После этого на место нагревателя помещали разгонное устройство (см. рис. 1, 1—4). С этого момента за время  $t_{\pi}$  примыкающие к термопаре слои образца остывали до температуры  $T_{\pi}$ . Считалось, что и в сплошном образце в данных условиях температура в момент  $t_{\pi}$  на расстоянии  $\approx 2,5$  мм от свободной поверхности имела значение  $T_{\pi}$ . Во взрывном эксперименте подрыв осуществлялся после всех перечисленных операций в момент  $t_{\pi}$ . Для  $T_{\pi} = 420$  К  $T_{\max} = 540$  К,  $t_{\max} = 45$  мин,  $t_{\pi} = 9$  мин, для  $T_{\pi} = 540$  К  $T_{\max} = 620$  К,  $t_{\max} = 45$  мин,  $t_{\pi} = 3$  мин. На рис. 2 представлены графики скорости свободной поверхности образцов, испытывающих откольное разрушение при различных температурах.

Как известно [9], на основании зависимости  $w(t)$  можно определить откольную прочность  $\sigma^*$  по формуле

$$\sigma^* = 0,5\rho_0 c_{0T} \Delta w, \quad (1)$$

где в соответствии с [10]

$$\Delta w = w_{\max} - w_{\min} + \delta w, \quad \delta w = -w^* h^* (c_{0T}^{-1} - c_{LT}^{-1}); \quad (2)$$

$w_{\max}$  — максимальное значение  $w(t)$ ;  $w_{\min}$  — значение  $w(t)$  в первом минимуме;  $w^*$  — ускорение скорости свободной поверхности в момент выхода на нее откольного импульса;  $h^*$  — толщина откольной пластины, определенная по периоду  $t_h$  колебаний скорости  $w(t)$ :

$$h^* = 0,5c_{LT} t_h; \quad (3)$$

$\rho_0$  — плотность материала;  $c_{0T}$ ,  $c_{LT}$  — объемная и продольная скорости звука при нулевом давлении и заданной температуре. По данным рис. 2 с учетом зависимостей  $\rho_{0T}$ ,  $c_{0T}$ ,  $c_{LT}$  от  $T$  (аналогично [8]) вычислены по формуле (1) значения  $\sigma^*$  (рис. 3). В качестве  $T$  здесь и в (1), (2) при-

Рис. 3. Температурная зависимость откольной прочности железа.

1 — проведена через экспериментальные точки, полученные на основании графиков рис. 2; 2 — прогноз  $\sigma^*(T)$  по [8, 15]; 3 — экспериментальные данные настоящей работы; 4, 5 — данные [5].

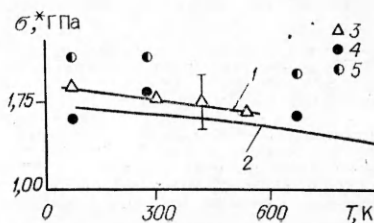
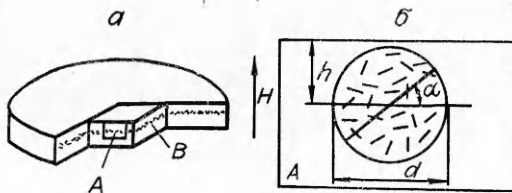


Рис. 4. Схемы изготовления шлифов сохраненных образцов (а) и подсчета числа точек пересечения на единицу длины секущей линии (б).

$H$  — направление удара;  $h$  — расстояние от свободной поверхности образца;  $\alpha$  — угол наклона секущей линии к плоскости удара;  $d = 0,333$  мм — длина секущей линии.



няты начальные значения температуры образцов, т. е. изменением температуры образцов из-за ударного разогрева пренебрегали ввиду его малой величины в данных экспериментах. Для каждой из четырех температур выполнены также эксперименты с целью сохранения образцов и последующего металлографического исследования.

Из центральной части сохраненного образца вырезали параллелепипед размером  $12 \times 12 \times 5,8$  мм (рис. 4, а). При этом грани А и В, а также противоположные им были взаимно перпендикулярны. Грань А ориентирована параллельно направлению удара  $H$ . Стороны параллелепипеда шлифовались и затем после соответствующей металлографической обработки (электротравление в 15 %-ном растворе соли Мора при плотностях тока  $\sim 10$  мА/см<sup>2</sup> [11]) на них изучались следы трещин, границ зерен и фигуры травления. Как известно (см., например, [11]), форма фигур травления позволяет определить ориентацию кристаллографических плоскостей отдельного зерна относительно плоскости шлифа. Если же в зерне присутствует микротрещина, то, выявив фигуры травления около трещины, можно судить об ее ориентации относительно

определенных атомных плоскостей зерна. Для изучения откольных трещин эта методика использовалась Келли, ссылка на работу и результаты которого приведены в [12].

В представляемой работе изучались форма микротрещин, их расположение относительно границ зерен и относительно кристаллографических направлений в зерне (рис. 5). Кроме этого, для трещин с линейным размером, примерно равным линейному размеру зерна ( $\approx 40$  мкм), изучалось их распределение в образце. С этой целью на гранях А и В (см. рис. 4, а) подсчитывали число точек  $z$  пересечения следов микротрещин размером  $\sim 10$  мкм с прямой

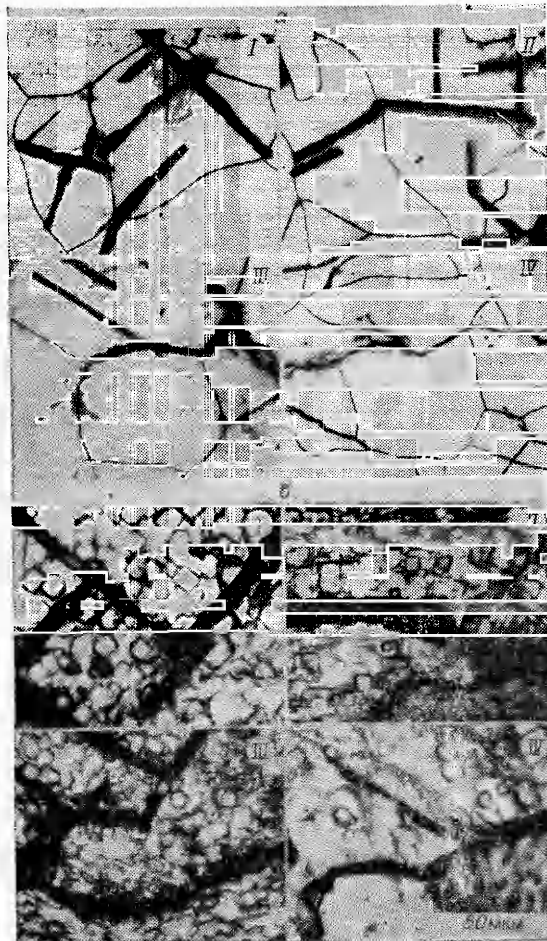


Рис. 5. Форма микротрещин и их расположение относительно границ зерен (а) и ориентировка микротрещин относительно кристаллографических плоскостей зерен (б) в зависимости от температуры.

Толстые линии — трещины (а, б); тонкие — границы зерен (а); квадраты и прямоугольники — фигуры травления (б).  $T_0$ , К: I — 77, II — 300, III — 420, IV — 540.

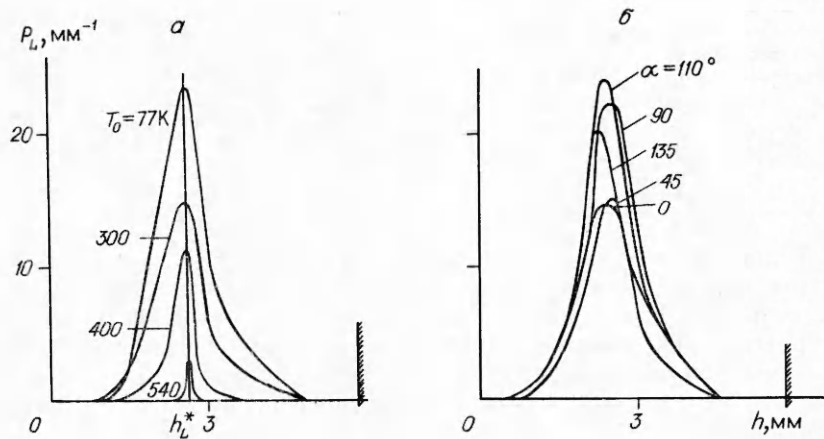


Рис. 6. Распределение точек пересечения  $P_L$  с секущей прямой, направленной параллельно плоскости удара по толщине образца  $h$  (а), и зависимости  $P_L(h)$  при различных  $\alpha$  (б).

линией заданной длины  $L$  и затем определялась удельная величина  $P_L = z/L$  — число точек пересечений на единице длины секущей линии. Основываясь на этой величине и считая микротрещину двумерным объектом, можно воспользоваться соотношениями стереометрической металлографии [13] для определения суммарной поверхности микрочастиц в единице объема  $S_V$ , т. е. плотности поверхности микрочастиц. Согласно [13], для двумерных объектов  $S_V = 2P_L$ . Если же учесть, что микротрещина — это все же полость с пренебрежимо малой боковой поверхностью, то плотность внутренних поверхностей микротрещин  $S_s$  можно оценить, умножив  $S_V$  на 2, т. е.  $S_s = 4P_L$ .

Таким образом,  $S_s$  — физическая мера откольной поврежденности, которая определяется количественно путем изучения металлографических шлифов и позволяет сделать конкретные выводы о распределении и ориентации микротрещин определенного размера, возникших при откольном разрушении. Применявшаяся в данной работе процедура подсчета  $P_L$  схематически показана на рис. 4, б. В единичном измерении подсчитывалось число точек пересечения на диаметре круга  $d = 0,333$  мм. Диаметр круга ориентировался под углом  $\alpha$  к плоскости удара, центр круга располагался на расстоянии  $h$  от свободной поверхности образца.

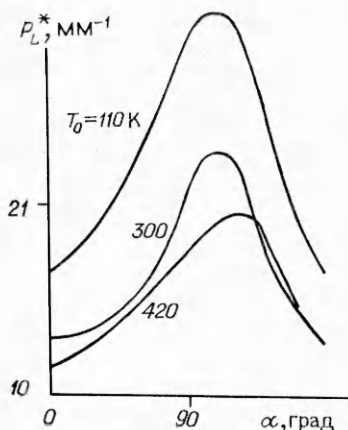


Рис. 7. Зависимость максимального удельного числа точек пересечения  $P_L^* = P_L(h_L^*)$  от  $\alpha$ .

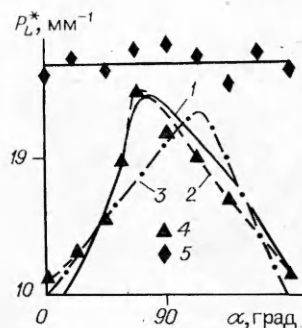


Рис. 8. Зависимость  $P_L^*(\alpha)$  для различных граней шлифа образца с  $T_0 = 300$  К.

1 — грань А; 2 — грань В; 3 — грань, параллельная А; 4 — экспериментальные измерения пересечения следов трещин с секущей прямой; 5 — экспериментальные измерения числа точек пересечения границ зерен с секущей прямой.

Для каждой пары значений  $h$  и  $\alpha$  проводилось 9 единичных измерений. Число точек пересечений подсчитывалось с помощью микроскопа прибора ПМТ-3. Результаты измерений зависимости  $P_L(h, \alpha)$  показаны на рис. 6—8.

### Обсуждение экспериментальных результатов

Обсудим физический смысл экспериментально полученной температурной зависимости откольной прочности железа (см. рис. 3, 1) в рамках термоактивационной трактовки откола [14]. В [14] принимается, что в отколе микромеханизм начальной стадии разрушения такой же, как и в квазистатическом случае, а именно: несплошности при отколе зарождаются термоактивационно на фоне больших локальных напряжений, возникающих главным образом в результате взаимодействия движущихся дислокаций между собой и с препятствиями. Специфика же откола заключается лишь в том, что локальные напряжения возникают не мгновенно, а в течение определенного времени, которое необходимо учитывать при быстром приложении нагрузки. Эти соображения позволяют дать конкретный прогноз температурной зависимости откольной прочности ряда металлов [8, 15]. Согласно этому прогнозу, откольная прочность зависит от температуры (при заданной длительности докритической стадии) незначительно и примерно линейно, т. е.  $\sigma^* \approx a - bT$ , где  $a$  и  $b$  — коэффициенты, зависящие от физических характеристик материала. Для железа Армко прогноз (при соответствующей выполненным экспериментам длительности докритической стадии  $\approx 0,03$  мкс) показан линией 2 на рис. 3. Сравнивая кривые 1 и 2, можно отметить те же особенности экспериментальной зависимости — слабое влияние температуры и в пределах погрешности линейное поведение графика. Таким образом, если учесть релаксационную особенность локальных напряжений, которая проявляется при быстром нагружении, то можно утверждать, что откольная прочность железа зависит от температуры так, как это следует из термофлуктуационной концепции прочности.

Сравним полученные данные по температурной зависимости прочности с данными работы [5], где исследовалось влияние температуры на откольное разрушение металлов в том числе армко-железа. В [5] толщина откольной пластины в железе  $\approx 3$  мм, что близко к толщине откольных пластин, образовавшихся в экспериментах (см. рис. 2). Поэтому согласно [15, 16] длительность докритической стадии в экспериментах [5] и настоящей работы была одного порядка. Точки 4 на рис. 3 показывают критический уровень растягивающих напряжений, при котором отсутствуют видимые при 1000-кратном увеличении микрповреждения. Эти значения критического уровня напряжений соответствуют значениям откольной прочности настоящей работы, полученным на основе непрерывной регистрации скорости свободной поверхности. Незначительное увеличение уровня растягивающих напряжений приводило в [5] к появлению слабого микроразрушения (см. рис. 3, 5). Таким образом, за появление откольного импульса на профилях  $w(t)$  ответственны микрповреждения, которые видимы лишь при 1000-кратном и более сильном увеличении, т. е. микрповреждения размером порядка микрона и менее.

Индивидуальные микротрещины, очевидно, достигают размеров порядка 10 мкм (и более) в течение последующей закритической стадии откола, которая сопровождается интенсивной релаксацией растягивающих напряжений. Макроскопическая информация об этом процессе содержится в форме профилей  $w(t)$  в течение времени после момента выхода откольного импульса, т. е. после первого минимума  $w(t)$ . На рис. 2 характер колебаний  $w(t)$  после этого момента существенно изменяется с повышением температуры: с увеличением температуры уменьшается крутизна откольного импульса и ослабевает затухание колебаний. Сопоставим эти изменения в профилях  $w(t)$  с характером поврежденности. Для этого обсудим вначале экспериментальные результаты

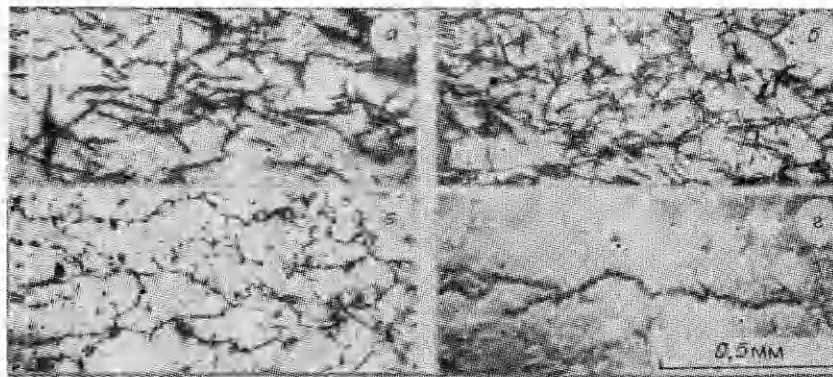


Рис. 9. Изменение геометрических размеров зоны откольной поврежденности от  $T_0 = 77$  (а), 330 (б), 420 (в) и 540 К (г).

металлографического анализа образцов. На рис. 5, а видно, что при  $T = 77$  и 300 К трещины плоские и сосредоточены внутри зерен, а границы зерен оказываются для них непреодолимым препятствием. С повышением температуры наблюдается смешанная картина: при  $T_0 = 420$  К наряду с плоскими внутризеренными появляются неплоские межзеренные трещины. И наконец, при  $T_0 = 540$  К развитие микротрещин идет практически по межзеренным границам.

Следует подчеркнуть, что между этими крайними случаями имеется существенное различие физического толка. Дело в том, что плоские трещины расположены в строгом соответствии с кристаллографическими направлениями в зерне, что видно на рис. 5, б, где трещины показаны на фоне фигур травления; при азотной и комнатной температурах плоские микротрещины — это трещины скола. Оказывается, подавляющее большинство таких трещин лежит в плоскости (100) и лишь изредка встречается в плоскостях (111). При  $T_0 = 540$  К трещины идут сугубо по границам зерен, вне связи с кристаллографической ориентацией зерна. Таким образом, для закритической стадии откольного разрушения железа существует некоторая температура, при которой изменяется характер развития разрушения. Очевидно, данному факту можно дать следующую интерпретацию. По-видимому, в условиях откола эффективная энергия разрушения по плоскостям спайности сильнее зависит от температуры, чем эффективная энергия разрушения по межзеренным границам. При некоторой температуре энергии оказываются равными и происходит смена механизма разрушения на закритической стадии. Как следует из рис. 5, б, для железа эта температура  $\approx 400$  К.

Отметим, что влияние  $T_0$  по-разному сказывается на протекании закритической и докритической стадий откола. Если для закритической стадии существует температура смены механизма развития микротрещин, то на графике температурной зависимости откольной прочности (см. рис. 3, 1), характеризующем докритическую стадию, практически незаметно каких-либо особенностей. Это подтверждает мнение [4, 6] о том, что при отколе так же, как и в квазистатическом разрушении, зарождение и развитие микротрещин определяются различными факторами.

На шлифах сохраненных образцов можно заметить еще одну особенность, связанную с изменением температуры. На рис. 9 показан при небольшом увеличении характер откольной поврежденности при разных температурах. Видно, что при низких температурах поврежденность, образованная микротрещинами по плоскостям спайности монокристаллов зерен, занимает протяженную зону. Затем появляется межзеренное разрушение при  $T_0 = 420$  К. При этом зона поврежденности уменьшается и при  $T_0 = 540$  К вырождается практически в одну сквозную, идущую по межзеренным границам трещину.



Количественно этот результат представлен на рис. 6, а, где показано распределение по толщине образца  $h$  для грани  $A$  (см. рис. 4, а) величины  $P_L$  — удельного числа точек пересечения с секущей прямой, направленной параллельно плоскости удара, т. е. для  $\alpha = 0$  (см. рис. 4, б). Ширина кривых уменьшается с увеличением температуры. Расстояние  $h_L^*$ , соответствующее максимальному значению  $P_L^* = P_L(h_L^*)$ , совпадает с толщиной откольной пластины  $h^*$ , определенной по формуле (3). Максимальное значение уменьшается с ростом  $T_0$ . Однако следует подчеркнуть, что для микротрещин существует явно выраженная преимущественная ориентация. В частности, по этой причине на кривой, соответствующей  $T_0 = 540$  К, не проставлено значение  $P_L^*$ . Дело в том, что в этом случае имеется сквозная трещина, которая на шлифе дает всего одну точку пересечения на секущей прямой. Что же касается остальных шлифов, то на них достаточно много микротрещин, чтобы статистически выявить ориентацию  $P_L$  в образце. Так, на рис. 6, б показаны кривые  $P_L(h)$  для грани  $A$  образца, испытанного при  $T_0 = 300$  К, для различных значений  $\alpha$ . Видно, что  $P_L$  и, следовательно, удельная поверхность микротрещин изменяются в зависимости от направления в образце.

Зависимость  $P_L^*(\alpha)$  показана на рис. 7. Отметим два момента, характерные для этих графиков. Во-первых, наибольшие значения  $P_L^*$  близки к удельному числу точек пересечения следов границ зерен с секущей прямой, которое составляет  $25 \text{ мм}^{-1}$ . Таким образом, наибольшие значения удельной поверхности микротрещин достигают удельной поверхности зерен образца. Во-вторых, кривые  $P_L^*$  не симметричны относительно  $\alpha$ , т. е. наибольшее число трещин ориентировано не параллельно плоскости удара, а под некоторым углом к ней.

Чтобы выявить преимущественную ориентацию микротрещин, определены значения  $P_L^*(\alpha)$  для  $T_0 = 300$  К на гранях  $A$ ,  $B$  и грани  $C$ , параллельной  $A$ . На рис. 8 показаны соответствующие зависимости  $P_L^*(\alpha)$ . Считая, что в точках максимума кривых следы расположены перпендикулярно секущей прямой, можно на основе рис. 8 оценить угол  $\phi$  между плоскостью удара и плоскостью, параллельно которой расположено наибольшее количество микротрещин:  $\approx 30^\circ$ . На рис. 8 приведена также зависимость числа точек пересечений границ зерен с секущей прямой в зависимости от  $\alpha$ : зерна равноосны — график представляет прямую линию и не коррелирует с особенностями  $P_L^*(\alpha)$ .

Представляется естественным обсудить связь преимущественной ориентации микротрещин с текстурой образца. Как отмечалось (см. рис. 5, б), большинство трещин лежит в кристаллографических плоскостях (100) зерен, поэтому данные рис. 8 позволяют заключить, что среди всевозможных ориентаций зерен поликристалла была наиболее благоприятная для зарождения и (или) роста откольных трещин. В связи с тем, что трещины лежат в плоскости (100), можно предположить, что основным механизмом зарождения в данном случае является механизм Котрелла [17], согласно которому трещины в плоскостях (100) возникают при пересечении плоскостей скольжения (110). По-видимому, в исследуемом месте образца текстура была такой, что имела место преимущественная ориентация зерен, плоскости (110) которых были расположены под углом к плоскости удара, отличающемся на  $135^\circ$  от угла  $\phi$ . Из этих соображений, в частности, следует, что если образец текстурирован таким образом, что плоскости (110) зерен ориентированы под углом  $45^\circ$  к поверхности удара, то плоские микротрещины будут ориентированы параллельно плоскости удара, т. е. перпендикулярно максимальным растягивающим напряжениям. Очевидно, это обстоятельство существенно облегчит развитие закритической стадии в таком образце.

В заключение прокомментируем графики скорости свободной поверхности при отколе (см. рис. 2) в свете полученных результатов. Первый

минимум на этих графиках обусловлен завершением начальной термоактивационной стадии откола. Разница между минимальным и максимальным значениями скорости уменьшается приблизительно пропорционально температуре. До появления первого минимума все графики практически совпадают между собой, т. е. начальная стадия откола практически не сказывается на реологическом поведении материала в исследованном диапазоне температур. Характер следующих за откольным импульсом участков графика определяется своеобразием зависимости от температуры закритической стадии откола. При низких  $T_0$  происходит демпфирование колебаний необъединенными трещинами скола. При высоких  $T_0$  рост трещин локализуется по границам зерен в узкой зоне образца. Откольная пластина оказывается практически свободной от внутренних повреждений и затухание колебаний оказывается малым. Локализация разрушения при повышении температуры определяется, по-видимому, сочетанием газодинамического и кинетического аспектов откола.

Таким образом, температура и структура являются важными факторами для откольного разрушения железа. Начальная стадия откола определяется процессами на дислокационном уровне, а закритическая — главным образом зеренной структурой металла.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Barbee T. W., Seamon L., Grewdson R. J. Mater., 1972, 7, 3.
2. Curran D. R., Seamon L., Shockey D. A. Phys. Today, 1977, 30, 46.
3. Kelly J. J. // Amer. Inst. Mech. Eng. Annual Meeting.— N. Y., 1958.
4. Stevus A. L., Davison Lee, Warren W. E. J. Appl. Phys., 1972, 43, 12, 4922.
5. Голубев В. К., Новиков С. А., Соболев Ю. С. и др. Проблемы прочности, 1985, 6, 28.
6. Seamon L., Curran D. R., Shockey D. A. J. Appl. Phys., 1976, 47, 11, 4814.
7. Иванов А. Г., Новиков С. А. ПТЭ, 1963, 1, 135.
8. Молодец А. М., Дремин А. И. ФГВ, 1986, 22, 2, 110.
9. Новиков С. А., Дивнов И. И., Иванов А. Г. ФММ, 1966, 21, 4, 608.
10. Степанов Г. В. Проблемы прочности, 1976, 8, 66.
11. Кудрявцев И. П. Текстуры в металлах и сплавах.— М.: Металлургия, 1965.
12. Erkman J. J. Appl. Phys., 1961, 32, 5, 936.
13. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография.— М.: Металлургия, 1976.
14. Молодец А. М., Дремин А. И. ФГВ, 1983, 19, 1, 88.
15. Молодец А. М., Дремин А. И. ФГВ, 1983, 19, 5, 154.
16. Молодец А. М., Дремин А. И. ПМТФ, 1980, 6, 85.
17. Cottrell A. H. // Trans. AIME, 1958, 85, 157.

Поступила в редакцию 25/XI 1987

УДК 624.074.4 : 678

### ПРОЧНОСТЬ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ИЗ СТЕКЛОПЛАСТИКА РАЗЛИЧНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ НАГРУЖЕНИИ ВЗРЫВОМ

*М. А. Сырунин, А. Г. Федоренко, А. Т. Шитов*  
(Москва)

Стеклопластики — композитные материалы, обладающие рядом замечательных свойств. В отличие от традиционных конструкционных материалов — сталей — они имеют высокую удельную прочность, малочувствительны к исходным дефектам и агрессивным средам, обладают высоким сопротивлением к распространению трещин. Чрезвычайно важно для крупногабаритных конструкций, работающих в условиях ударных нагрузений и при низких температурах эксплуатации, когда у объектов, изготовленных из стеклопластика, отсутствуют сильные масштабные эффекты (энергетической природы) при разрушении [1—6]. Недостаток