

УДК 539.2:669.24

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ЗОНЕ ТРЕЩИНЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

© Г.Н. Нариманова, Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, Р.К. Нариманов\*

Россия, Томск, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
\* Государственный университет

Narimanova G.N., Zuev L.B., Danilov V.I., Narimanov R.K. Researching into plastic flow near a cracking area under low-carbonic steel deformation. The development of plastic deformation near the crack tip is studied. The fracture toughness for different states of material (1), initial state (2), heat (3) treated by electric pulse technique is calculated. The distribution of the plastic deformation tensor components is plotted for different stages of the crack development.

Целью данного исследования является определение формы и размера зоны пластичности перед трещиной в процессе нагружения исследуемого объекта и анализ поведения материала в зоне пластического течения. Также предприняты попытки оценить вязкость разрушения материала из экспериментальных данных.

Объектом исследования является малоуглеродистая сталь 09Г2С. Образцы размером  $90 \times 20 \times 10$  мм<sup>3</sup> имели V-образный надрез в середине, в вершине которого выращивалась усталостная трещина длиной ~2 мм. Испытуемый материал находился в разных состояниях: а – в состоянии поставки (СП); б – после термической обработки (ТО) при  $T = 600$  °С в течение 1 часа; в – образец, подвергнутый электроимпульсной обработке (ЭИО). Нагружение подготовленных образцов производилось по схеме трехточечного изгиба на универсальной испытательной машине «Instron-1185». Расстояние между опорами нагружающего устройства составляло 80 мм, а скорость нагружения – 0,5 мм/мин. Одновременно с нагружением производилась запись диаграммы нагружения в координатах нагрузка  $P$  – прогиб  $f$ .

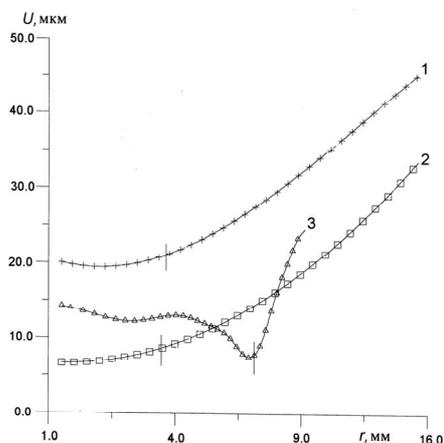


Рис. 1. Зависимость распределения перемещений  $U$  от расстояния  $r$  для материала в СП вдоль лучей: 1 – 72°; 2 – (-72)°; 3 – 18°

При нагружении материала в области образца перед трещиной последовательно через каждые 100 мкм перемещения подвижной опоры фиксировались поля векторов перемещений точек исследуемой поверхности. Это осуществлялось методом двухэкспозиционной интерферометрии [1] на лабораторной установке «АЛМЕС». Регистрация полей перемещений производилась пошагово от начала пластической стадии изгиба образца до его разрушения. Точность измерения векторов смещения  $\approx 1$  мкм. Процедура дешифровки двухэкспозиционных спеклограмм позволяет получать файлы данных, каждый из которых содержит набор координат точек исследуемой области с шагом 1 мм по  $x$  и по  $y$ , а также соответствующих этим координатам векторов перемещений  $U$ , которые задаются модулем  $|U|$  и углом  $\varphi$  относительно оси  $x$  образца. Положение вершины трещины  $O(x_0, y_0)$  задано в этой же системе координат.

Согласно представлениям линейной механики разрушения [2], при деформации образца с трещиной нормального отрыва зависимость  $U(r)$  имеет вид:

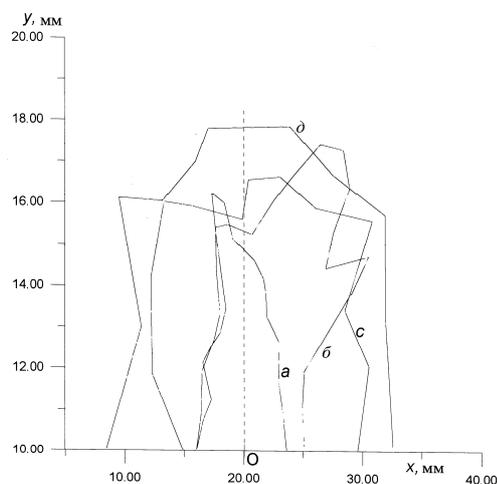


Рис. 2. Границы зоны пластичности для материала в СП для величин прогиба: а – 0,7 мм, б – 0,8 мм, с – 1,2 мм, д – 2 мм

$$U_r = \frac{K_1 r^{1/2}}{4G} \left[ (2k-1) \cos \frac{\varphi}{2} - \cos \frac{3\varphi}{2} \right], \quad (1)$$

где  $r$  – расстояние, отсчитываемое по лучу от вершины трещины  $O$ ,  $\varphi$  – угол между направлением луча  $r$  и направлением трещины  $y$ ,  $G$  – модуль сдвига,  $K_1$  – коэффициент интенсивности напряжений,  $k$  – коэффициент, учитывающий геометрию образца и связанный с коэффициентом Пуассона материала  $\nu$ . Очевидно, что в упругой области  $U \sim r^{1/2}$ . На границе упругой и пластически деформированной зон эта пропорциональность нарушается.

Затем был проведен анализ поведения перемещений  $U$  вдоль каждого из лучей  $r_i$  с шагом  $3^\circ$  по углу  $\varphi$ . На каждом луче были получены по 100 интерполированных значений векторов смещений  $R$  и, соответственно,  $U$ . Далее определяли расстояние от вершины  $r^*$ , на котором зависимость  $U(r^{1/2})$  становится, согласно (1), линейной. В качестве критерия линейности использовался коэффициент корреляции зависимостей  $U(r^{1/2})$ , путем последовательного исключения текущего значения  $U$  по мере удаления от вершины трещины до тех пор, пока не достигалось максимальное значение коэффициента корреляции (рис. 1). Данная операция проводилась для каждого из 60 лучей  $r_i$ . Таким образом, был получен набор граничных расстояний от вершины трещины  $r^*$ , таких, что в области  $r > r^*$  начинают выполняться закономерности линейной механики разрушения, причем геометрическое место этих точек, очевидно, является границей зоны пластичности.

Наблюдения показали, что поведение зоны пластичности у вершины трещины для исследуемого материала в различных состояниях имеет качественно одинаковый характер. На рис. 2–4 представлены положения границ  $r^*(x, y)$  пластических зон для четырех разных значений прогибов образца  $f_i$ , полученных описанным выше методом. Особенность этих пластических зон заключается, прежде всего, в их неравномерном развитии, особенно на начальных этапах нагружения (рис. 2–4, кривые а, б). Для термически обработанного материала на ранней стадии деформирования характерны малые размеры исследуемой области (рис. 3, кривая а). А для ОЭИ материала на этом этапе нагружения, в отличие от первых двух состояний, характерно скачкообразное развитие исследуемой зоны не только вдоль образца (ось  $x$ ), но и вдоль оси распространения трещины (ось  $y$ ) (рис. 4, кривые а, б). Для всех трех случаев общие размеры и форма пластической зоны постепенно меняются по мере возрастания  $f$ , все более приближая ее к симметричному виду (рис. 2–4, кривые с). Далее, для материала, в первых двух его состояниях, обнаруживается интересная ситуация, когда прилагаемая нагрузка достигла максимального значения, т. е. непосредственно перед страгиванием трещины. В этот момент пластическая область резко подросла в направлении оси  $y$ , по ширине образца примерно на 2 мм (рис. 2, 3, кривые д).

Эта особенность пластической зоны при достижении максимального значения прогиба непосредственно перед страгиванием трещины вызвала интерес к поведению материала при достижении критического коэффициента интенсивности напряжений (КИН). С этой целью был проведен расчет величины вязкости разрушения материала, находящегося в разных состояниях (СП, ТО, ОЭИ).

Для определения трещиностойкости воспользовались методом граничной коллокации, позволяющим вычислить коэффициент интенсивности напряжений

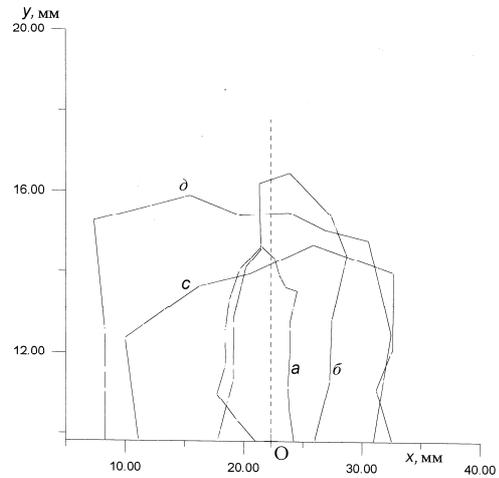


Рис. 3. Границы зоны пластичности для ТО материала для величин прогиба: а – 0,38 мм, б – 1,12 мм, с – 2,13 мм, д – 2,23 мм

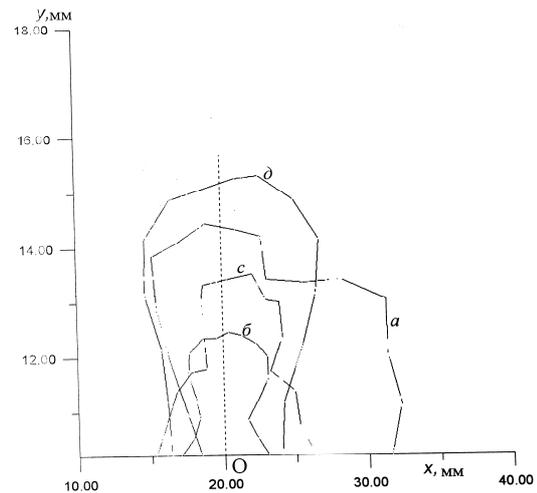


Рис. 4. Границы зоны пластичности для ОЭИ материала для величин прогиба: а – 0,52 мм, б – 1,0 мм, с – 1,18 мм, д – 1,84 мм

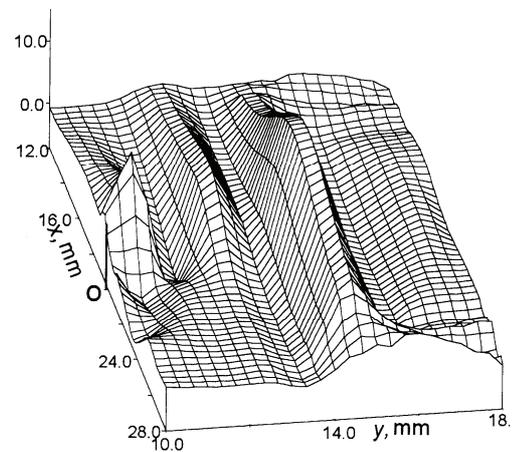


Рис. 5. Распределение локальных сдвигов в зоне пластичности материала в СП при величине прогиба 2 мм

через величину прилагаемой нагрузки и размеры исследуемого объекта [3]. После реализации соответствующих математических операций [4] определили величину трещиностойкости материала  $K_{IC}$ . Расчеты показывают, что в исходном состоянии величина вязкости разрушения материала составляла  $\approx 45,7 \text{ МПа м}^{1/2}$ ; термическая обработка привела к незначительному ее увеличению:  $K_{IC} \approx 48,5 \text{ МПа м}^{1/2}$ . Трещиностойкость материала существенно повысилась в результате ЭИО образца:  $K_{IC} \approx 90,8 \text{ МПа м}^{1/2}$ .

Таким образом, эволюция пластической области в целом у вершины трещины нормального отрыва происходит неоднородно как в пространстве образца, так и во времени приложения нагрузки. Причиной наблюдаемой картины, очевидно, является известный факт неоднородного протекания процесса пластической деформации вообще. Наблюдаемое распространение границы зоны пластичности близко по своей природе к известным полосам Людерса. Что касается неоднородности фронта распространения пластической деформации, существенно отличающейся от плоского фронта полос Людерса при растяжении, то это, по-видимому,

является следствием более сложного напряженного состояния в вершине трещины.

На рис. 5 представлено пространственное распределение радиальной компоненты  $\varepsilon_{rr}$  [4] для материала в состоянии поставки. Здесь мы наблюдаем упорядоченную пространственно-периодическую систему очагов локализованных сдвигов с расстоянием между максимумами  $\sim 2 \dots 3 \text{ мм}$ . Такое поведение пластически деформированного материала легко укладывается в рамки автоволновой модели развития пластической деформации [5].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Джоунс Р., Уайкс К. Голографическая спекл-интерферометрия. М.: Мир, 1986. 327 с.
2. Ирвин Дж., Пэрис П. // Разрушение. Т. 3. М.: Metallurgia, 1976. С. 17.
3. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений / Под ред. Ю. Мураками. Т. 1. М.: Мир, 1990. С. 54.
4. Пластическое течение в зоне трещины при деформации малоуглеродистой стали / Нариманова Г.Н., Зуев Л.Б., Данилов В.И. // Механика летательных аппаратов и современные материалы: Докл. VI Всероссийской науч.-техн. конф. молодежи. Январь, 2000. Томск: Изд-во ТГУ, 2000.
5. Zuev L.B., Danilov V.I. // Int. J. Solid Structures. 1997. Т. 34. № 29. P. 3795.

УДК 669.018.25

## ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ СПЛАВОВ ОСТАТОЧНЫХ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ФАЗ

© В.А. Быстров

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный индустриальный университет*

Bystrov V.A. Influence on strength and plasticity of composite alloys of retained thermal stresses at the boundary of phase division. The wear – resistance of composite alloys is determined by the strength of solids bond with matrix and retained thermal stresses at the boundary of phase division. The holographic method of speckle – photography is used to define the retained thermal stresses. It is shown that the heating of composite alloys up to 400°C brings about relaxation of the retained thermal stresses. The strength of solids bond with matrix increases which brings about increase of wear – resistance.

Применение композиционных сплавов (КС) для наплавки быстроизнашивающихся деталей металлургического оборудования позволяет многократно увеличить их срок службы в условиях интенсивного высокотемпературного абразивного износа. Износостойкость КС определяется свойствами твердых карбидных частиц и прочностью сцепления твердых частиц с матрицей, которая зависит от степени растворения твердых карбидных частиц в сплаве-связке и остаточных термических микронапряжений на границе раздела твердая частица – матрица. Ответственной за прочность сцепления твердой частицы в матрице КС является поверхность раздела твердая частица – матрица, где образуются продукты химического взаимодействия, определяющие характер разрушения КС.

Существует несколько мнений о причине разрушения КС по межфазной границе. М.Г. Лошак считает, что разрушение по межфазной границе TiC – связка

свидетельствует лишь о том [1], что связка является более прочным звеном, чем межфазная граница, на которой обычно выделяются хрупкие структурные составляющие. При низком содержании связки в КС при растяжении основную нагрузку воспринимает карбидный каркас из твердых частиц. Разрушение межзеренных границ ведет к разрушению КС в целом или к выкрашиванию твердых частиц из матрицы, что резко снижает износостойкость КС. Для твердых сплавов с массовым содержанием связки не более 15–20 % величина предела текучести, как правило, совпадает с величиной предела прочности. С увеличением в КС доли связующей фазы резко уменьшается связность и смежность карбидных зерен, поэтому разрушение границ TiC – связка вызывает более значительные деформации прослоек связки, что проявляется в макроскопической пластической деформации образца, в нашем случае ТН 20 + 6Х14Н75С3Р3. С увеличением содержания связки