



УДК 621.762.669.71

Поступила 24.02.2013

В. Н. КОВАЛЕВСКИЙ, Ю. Г. АЛЕКСЕЕВ, Е. В. САГАРДА, И. В. ФОМИХИНА, БНТУ

ПОВЫШЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ЭРОЗИОННОСТОЙКИХ СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Для слоистых материалов на основе высокопрочной стали 38ХНЗМФА и эрозионностойких сплавов кобальта ЭП 131 или молибденового сплава МТ, которые разрушаются по законам упругопластической механики, предложено использовать критерий J -интеграла, учитывающий пластическую деформацию у вершины трещины. Изложена методика экспериментального определения и численного расчета энергетического J -интеграла. Показано, что численное моделирование процесса разрушения имеет хорошую сходимость с экспериментальными исследованиями. Установлено, что высокоскоростная деформация при взрывной обработке стали и исследованных сплавов формирует структуру с высокими показателями вязкости разрушения и значительным повышением предела текучести материала.

It is proposed to use the J -integral criterion that takes into account the plastic deformation at the crack tip for layered materials based on high-strength steel 38HN3MFA alloys and erosion resistant cobalt alloy ЭП 131, molybdenum alloy МТ, which are destroyed according to the laws of elastic-plastic mechanics. The experimental technique for determining and numerical calculation of energetic J -integral has been described. Numerical modeling of the destruction process has shown good convergence with experimental researches. There was shown that the high-velocity deformation at explosive processing of steel forms structure with high parameters of strain crack toughness and significant increase of yield strength of a material.

Экспериментальное определение J -интеграла. Возникновение расплава в зоне соединения сопровождается резким снижением вязкости разрушения слоистого материала. Поэтому необходимо провести экспериментальное определе-

ние критерия J -интеграла. Методика предусматривает испытание на 3- (4)-точечный изгиб призматических образцов с тонким надрезом со стороны, противоположной приложению нагрузки (рис. 1).

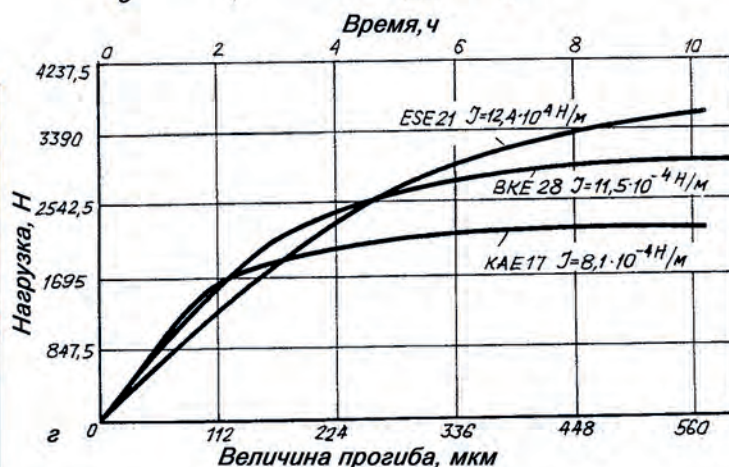
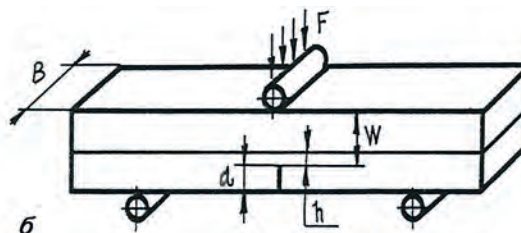
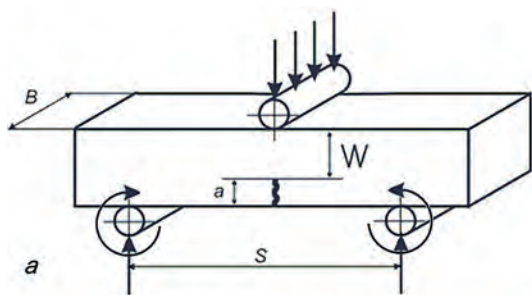


Рис. 1. Схемы (а, б), устройство для испытаний на 3-точечный изгиб (в), диаграммы испытания (нагрузка – перемещение) образцов на 3-точечный изгиб (г): ESE–38ХНЗМФА; ВКЕ –38ХНЗМФА+ сплав ЭП 131; КАЕ – сплав ЭП 131

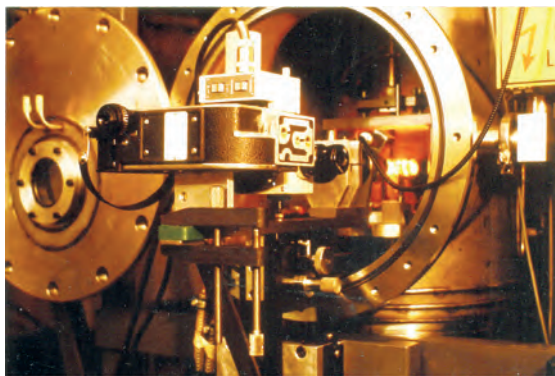


Рис. 2. Камера для испытаний образцов на 3-точечный изгиб с нагревом в регулируемой атмосфере

Методика испытаний позволяет одновременно измерять нагрузку, прогиб образца, длину трещины и время.

В рабочее пространство испытательной машины встроена камера, обеспечивающая проведение высокотемпературных испытаний в вакууме или защитной атмосфере [1]. Прогиб элементов машины в процессе испытаний составлял $0,02 \pm 0,005$ мкм/Н. Погрешность датчика нагрузки 0,1 Н. Нагрев образца осуществляли генератором тока высокой частоты мощностью 12 кВт и рабочей частотой напряжений 700 кГц. Для выравнивания температурного поля по длине индукционной катушки использовали ступенчатый (штука из $MoSi_2$ внутри индукционной катушки). Полированную поверхность образца освещали ксеноновой лампой высокого давления. Изображение на микроскопе фиксировали на экран телевизора и видеокамеру. Прогиб образца измеряли датчиком перемещений индукционного типа. Изменение длины трещины фиксировали самописцем. Стрэгивание трещины соответствовало максимальной нагрузке. Общий вид установки показан на рис. 2. В рабочее пространство испытательной машины встроена камера, обеспечивающая проведение высокотемпературных испытаний в вакууме и защитной атмосфере.

Результаты экспериментов. В образце из стали 38ХНЗМФА, упрочненной взрывом ($\epsilon = 14 - 30\%$ при T до $850^\circ C$), нагрузка вызывает пластическую деформацию, появляются полосы скольжения и двойники в зоне у вершины трещины, следы дислокаций формируются в виде микропор в форме тетраэдров. Накопление критической величины единичных объектов разрушения приводит к скачкообразному перемещению трещины [2].

Фиксированное изменение освещенности поверхности образца в начале испытания, различимое на экране телевизора, дано на рис. 3, а (макроуровень), в процессе испытаний – на рис. 3, б–е.

В начальный момент (рис. 3, а) различимы три зоны.

1. Плюс – зона сжатия вдоль берегов трещины.

2. Минус – у вершины трещины образуются две симметричные (под углом $90-100^\circ$) зоны растяжения, где в дальнейшем развиваются зоны локальной деформации и формируется путь движения трещины (рис. 3, б).

3. Между этими зонами формируется зона сжатия – растяжения. Под углом $90-100^\circ$ симметрично развиваются две зоны пластической деформации. Затем одна из зон начинает развиваться интенсивнее и по ней дискретно двигается магистральная трещина (рис. 3, б).

В образце сталь 38ХНЗМФА – сплав ЭП 131 у вершины трещины со стороны Co , обладающего большим запасом пластичности, развивается значительная пластическая деформация, предшествующая разрушению (рис. 4, а).

Экспериментальные исследования проводили при толщине слоя W , в котором надрез выбирали из условия:

$$(W - 1) / B \geq 25J_{IC} / \sigma_S.$$

В биметаллическом образце сталь 38ХНЗМФА – сплав МТ у вершины трещины по Mo локальная деформация приводит к разрушению (рис. 5, а), движению трещины по зоне сварки (рис. 5, б), ячеистой структуре Mo (взрывная обработка) (рис. 5, в), трещине по границам зерен у зоны сварки (рис. 5, г).

Экспериментальные значения J -интеграла представлены в табл. 1.

Таблица 1. Измерения J -интеграла для стали 38ХНЗМФА, сплавов ЭП 131 и МТ

| Материал | Условия испытания | Размер, мм | | | $J \cdot 10^{-4}$, Н/м |
|----------|---|------------|-------|-------|-------------------------|
| | | B | W | L | |
| ЭП 131 | Нормализация, испытания при $23^\circ C$ | 1,966 | 6,387 | 1,610 | 8,1 |
| ЭП 131 | Нормализация, испытания при $350^\circ C$ | 1,676 | 6,728 | 2,170 | 10,7 |
| ЭП 131 | Нормализация, испытания при $700^\circ C$ | 2,098 | 6,673 | 1,645 | 6,2 |
| 38НЗМФА | Улучшение, испытания при $23^\circ C$ | 2,864 | 8,143 | 1,920 | 6,2 |
| 38НЗМФА | Улучшение, испытания при $350^\circ C$ | 3,010 | 8,153 | 1,960 | 5,8 |
| 38НЗМФА | Улучшение, испытания при $700^\circ C$ | 2,918 | 8,149 | 1,943 | 4,0 |
| 38НЗМФА | Упрочнение, испытания при $23^\circ C$ | 2,800 | 6,828 | 1,790 | 5,3 |
| 38НЗМФА | Упрочнение, испытания при $350^\circ C$ | 2,832 | 7,091 | 2,288 | 12,4 |
| 38НЗМФА | Упрочнение, испытания при $700^\circ C$ | 2,817 | 6,923 | 2,155 | 4,9 |
| МТ | Рекристаллизация, испытания при $23^\circ C$ | 2,800 | 8,140 | 1,850 | 0,25 |
| МТ | Рекристаллизация, испытания при $350^\circ C$ | 2,930 | 7,191 | 2,302 | 5,3 |
| МТ | Рекристаллизация, испытания при $700^\circ C$ | 3,015 | 8,157 | 1,968 | 2,5 |

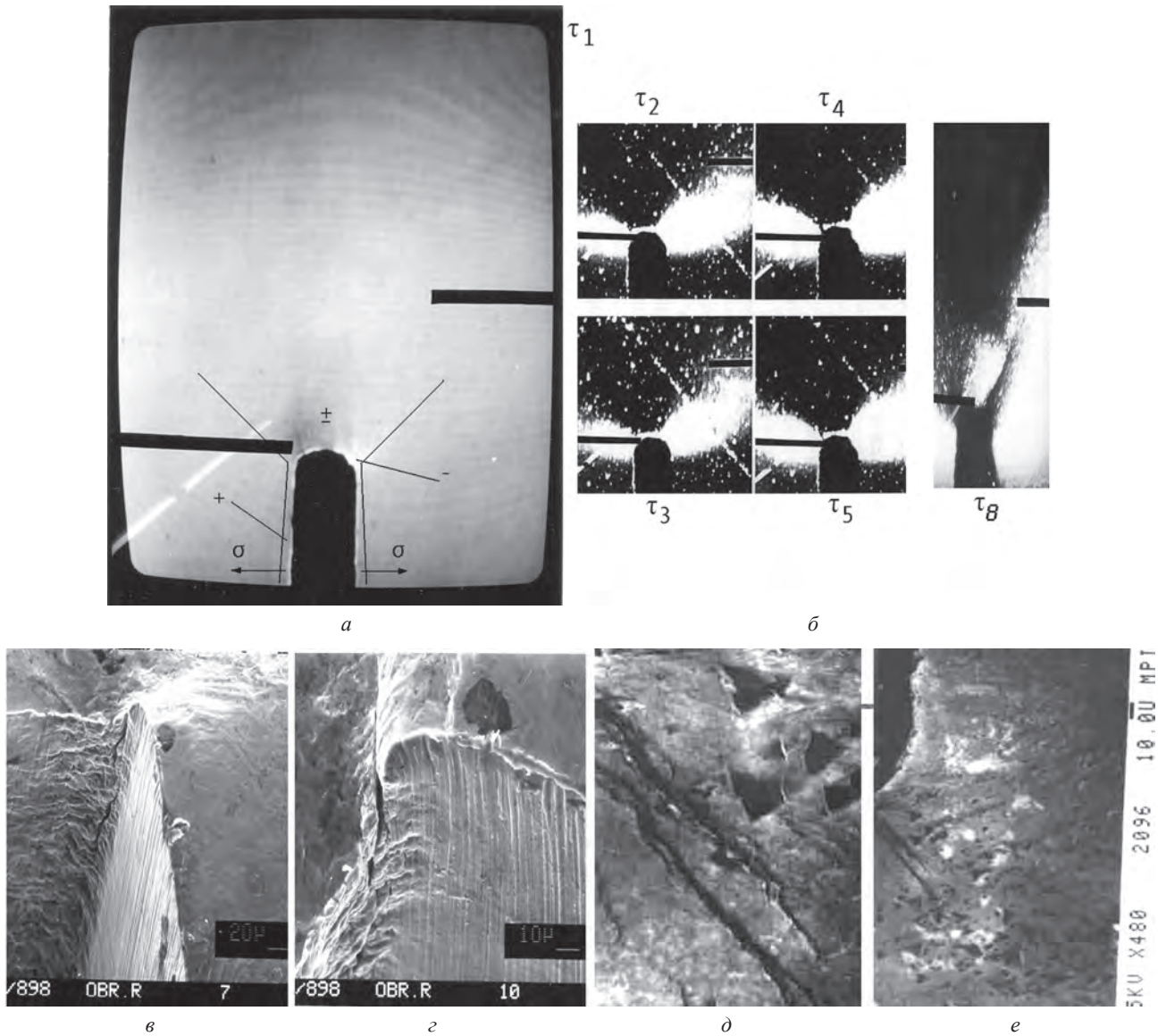


Рис. 3. Картина испытания образца из стали 38ХНЗМФА на 3-точечный изгиб: *a* – начало испытаний; *б* – рост зон пластической деформации за время испытания $\tau_2, \tau_3, \tau_4, \tau_5, \tau_8$; *в, г* – формирование вторичной трещины в зоне интенсивной пластической деформации у подножья бугра деформации; *д, е* – образование полос скольжения и микропор в форме тетраэдров

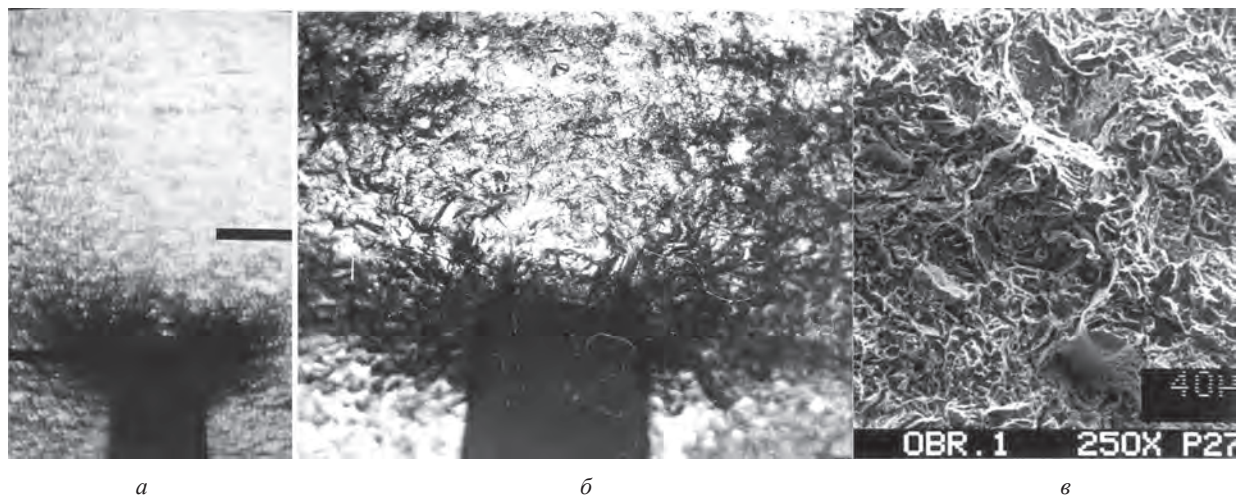


Рис. 4. Картина испытания образцов из сплава ЭП 131 после взрывной обработки: интенсивная деформация у вершины трещины (видеомагнетон) (*a*); образца из биметалла сталь 38ХНЗМФА – сплав ЭП 131 – надрез со стороны Со (сканирующий электронный микроскоп) (*б*); разрушения по зоне сварки (*в*)

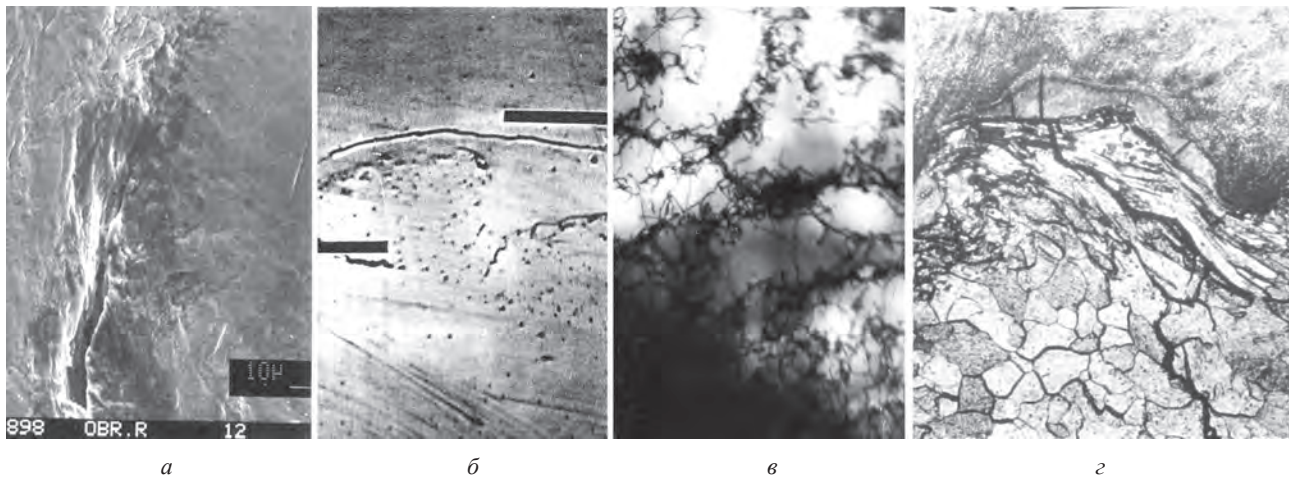


Рис. 5. Картина испытания образцов из стали 38ХНЗМФА – молибденового сплава МТ: квазихрупкое распространение трещины без нагрева (а); трещины в зоне сварки 350 °С (б); тонкая ячеистая структура сплава МТ (взрывная обработка) при 700 °С (в); остановка трещины на границе при 700 °С (г)

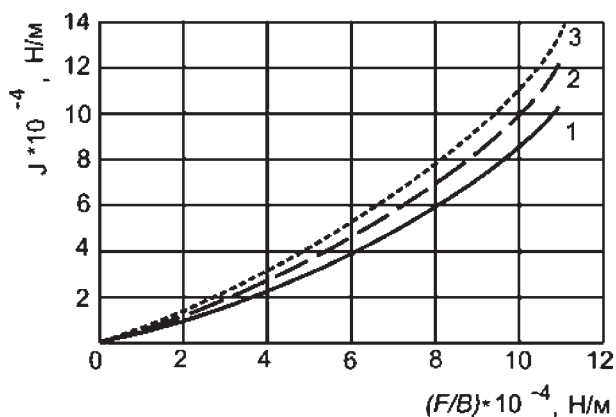


Рис. 6. Экспериментальные и численные значения J -интеграла для образцов из стали 38ХНЗМФА с надрезами, разрушенными при испытании на 3-точечный изгиб при 350 °С (после упрочнения взрывом 850 °С, $\epsilon = 14\%$): 1 – значение J -интеграла для плоской деформации; 2 – экспериментальные значения J -интеграла; 3 – значения J -интеграла для плосконапряженного состояния

J -интеграл определяли при различных температурах (23, 350, 700 °С) при скорости испытания $\nu = 12$ мкм/мин для стали 38ХНЗМФА (после улучшения или упрочнения взрывом при температуре 850 °С, $\epsilon = 14\%$), сплавов кобальта ЭП 131 (после нормализации) и молибдена МТ (после рекристаллизации) [3].

Сравнительные значения экспериментальных данных с расчетными, полученных для случая плоской деформации и плоско-напряженного состояния стали 38ХНЗМФА, представлены на рис. 6. Отклонение от среднего расчетного значения от эксперимента составляет 5–10% в запасе надежности. Показано, что экспериментальные значения занимают промежуточные положения по сравнению с расчетными значениями. В качестве примера приведены сравнительные данные расчета и эксперимента для стали 38ХНЗМФА после упрочне-

ния взрывом при температуре 850 °С, $\epsilon = 14\%$ (рис. 6).

Результаты расчета J -интеграла для слоистого материала сталь 38ХНЗМФА – сплав ЭП 131 или сталь 38ХНЗМФА – сплав МТ приведены на рис. 7.

Значения J -интеграла получены при температурах 23, 350, 700 °С и скорости испытания $\nu = 12$ мкм/мин для биметалла сталь 38ХНЗМФА (упрочнение взрывом при температуре 850 °С, $\epsilon = 14\%$) – сплав кобальта ЭП 131 (нормализация) и 38ХНЗМФА – сплав молибдена МТ (рекристаллизация и обработка взрывом, 800 °С, $\epsilon = 30\%$) (табл. 2).

Для слоистого материала сталь 38ХНЗМФА – сплав кобальта ЭП 131 построена J_R -кривая, показывающая изменение J -интеграла с ростом длины трещины при испытании на 3-точечный изгиб при 700 °С (рис. 8)

Таблица 2. J -интеграл для 38ХНЗМФА – ЭП 131 и 38ХНЗМФА – сплав МТ

| Материал, условия испытания | Размеры, мм | | | $J \cdot 10^{-4}$ Н/м |
|---|-------------|----------------|-------|--------------------------|
| | B | W/h | L | |
| 38НЗМФА (850 °С, $\epsilon = 14\%$) – ЭП 131 (нормализация), испытания при 23 °С | 2,721 | 8,059 3,14 | 2,12 | 4,0 |
| 38НЗМФА, испытания при 350 °С | 2,878 | 7,991 3,182 | 2,251 | 11,5 |
| 38НЗМФА, испытания при 700 °С | 2,742 | 7,998 3,272 | 2,172 | 5,9 |
| 38НЗМФА (850 °С, $\epsilon = 14\%$) – МТ (рекристаллизация, 800 °С, $\epsilon = 30\%$), испытания при 23 °С | 3,004 | 8,038 2,635 | 2,253 | 1,1 |
| 38НЗМФА, испытания при 350 °С | 2,965 | 8,020 1,876 | 1,545 | 11,2 |
| 38НЗМФА, испытания при 700 °С | 2,883 | 8,089 1,656 | 1,993 | 5,8 |

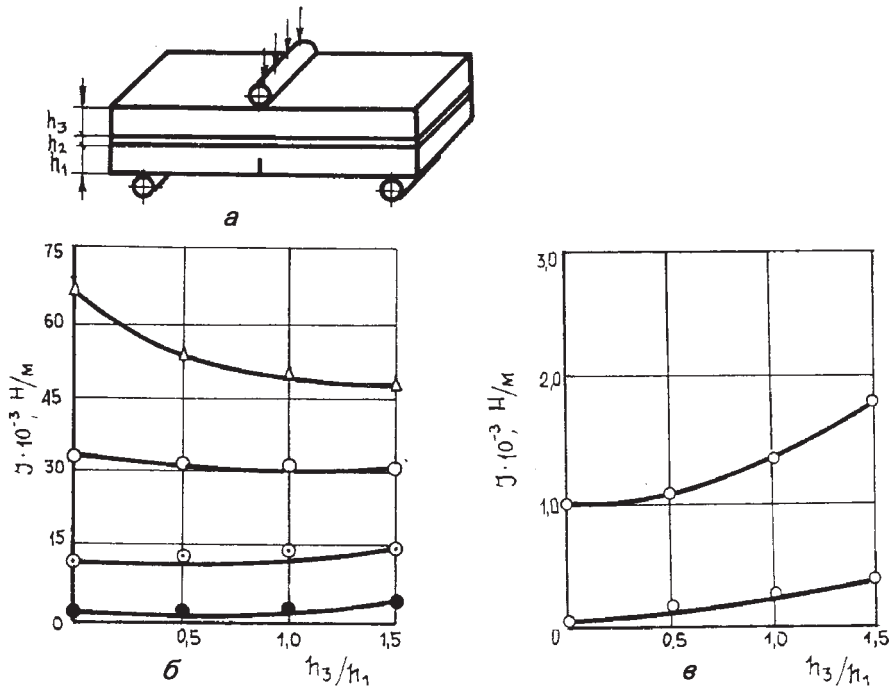


Рис. 7. Схема испытания (а) и расчетные значения J -интеграла для стали 38ХНЗМФА – сплав ЭП 131 (б); стали 38ХНЗМФА – сплав МТ (в); $h_3/h_1 = 0,5, 1,0, 1,5$; ● – $F/t = 20 \cdot 10^{-4} \text{ Н/м}$; ⊙ – $40 \cdot 10^{-4}$; ○ – $70 \cdot 10^{-4}$; Δ – $F/t = 95 \cdot 10^{-4} \text{ Н/м}$

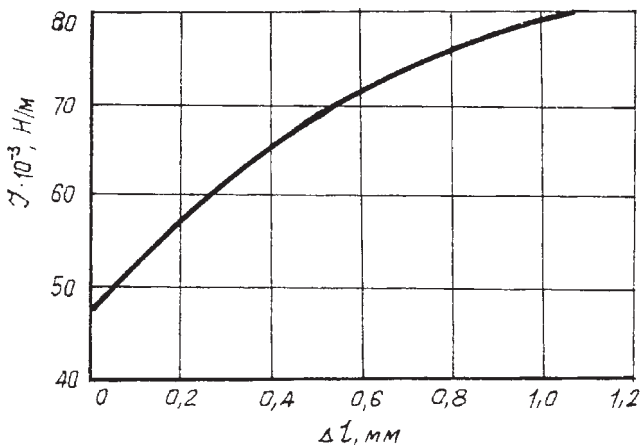


Рис. 8. J_R -кривая для биметалла сталь 38ХНЗМФА – сплав кобальта ЭП 131 при испытании на 3-точечный изгиб при температуре 700 °С

Обсуждение результатов. Анализ результатов исследования и данные, представленные в работе [4], показали, что сформированная структура слоистых материалов имеет высокое сопротивление росту трещин. Наличие пластичной прослойки в зоне соединения и высокий ресурс пластичности позволяют рекомендовать полученный материал для работы в жестких режимах нагружения. Из сплавов, подвергнутых термической обработке, наибольшей вязкостью разрушения обладает кобальтовый сплав ЭП 131. В зоне у вершины трещины в этом сплаве развивается интенсивная пластическая деформация. Наибольшие значения J -интеграла достигает при 350 °С, где сочетаются высокая пластичность и достаточно высокое значение

предела текучести. С увеличением температуры испытания J -интеграл снижается, что связано с падением предела текучести кобальтового сплава.

Для стали 38ХНЗМФА высокие значения J -интеграла наблюдаются после упрочнения высокоскоростной деформацией с нагревом. Упрочнение при высоких температурах сопровождается структурными изменениями в стали. В зависимости от скорости охлаждения после обработки объемной высокоскоростной пластической деформацией в стали образуются фрагментированные пластины мартенсита деформации и бейнита. Упрочняющие карбиды растворяются в матрице при нагреве, а при охлаждении выпадают с равномерным распределением в виде дисперсных частиц. Сформированная высокоскоростной деформацией структура обеспечивает повышение предела текучести стали в 1,8–2,0 раза с сохранением характеристик пластичности (после взрывной обработки при 850 °С σ_S достигает 1900 МПа). При испытании с нагревом (350 °С) происходит снижение внутренних напряжений и значения J -интеграла повышаются. При температуре испытания 700 °С наблюдается снижение значения прочностных характеристик у стали 38ХНЗМФА более интенсивно, чем у кобальтового сплава. Зона пластичности у вершины трещины для стали 38ХНЗМФА формирует на поверхности образца у вершины трещины (плосконапряженное состояние) бугор деформации.

Для молибденового сплава при комнатных температурах характерна высокая хрупкость и зна-

чение J -интеграла низкое. При температуре 350 °С J -интеграл повышается, так как эта температура выше температуры хрупко-вязкого перехода. Характер распространения трещины в сплаве МТ связан с формирующейся ячеистой структурой и образованием полигонов, что повышает сопротивление распространению трещины. Наличие неравновесной структуры и разница в теплофизических характеристиках материалов приводят к возникновению значительных внутренних напряжений.

Выводы

На основе закономерностей и механизмов разрушения металлов и сплавов разработаны методы экспериментального моделирования процесса разрушения слоистых КМ. Предложено для оценки работоспособности полученного материала использовать энергетический критерий интеграл Черепанова – Рейса, характеризующий прочность материала с трещиной. Выполненные исследования позволили заключить, что, управляя структурой сталей и сплавов, их напряженным состоянием, строением и свойствами, можно добиться значительного повышения работоспособности материала в жестких условиях нагружения. Параметр J -интеграла характеризует вязкость разрушения материала в условиях плосконапряженного состояния, когда коэффициентом вязкости разрушения

K_{1C} воспользоваться нельзя. Объемная высокоскоростная пластическая деформация при наружном взрывом плакировании в условиях высокой температуры (температуры фазовых превращений) позволяет получить высокие прочность и вязкость разрушения стали 38ХНЗМФА. Снятие внутренних напряжений при нагреве до 350 °С позволяет получить высокие значения J -интеграла для слоистых материалов. Для разрушения необходимо, чтобы материал исчерпал способность воспринимать нагрузку и способность продолжать деформироваться. Установлено влияние физико-механических свойств одного компонента КМ на процесс разрушения второго и показано, что в зоне упругой деформации при выборе компонентов следует учитывать разницу в модулях упругости, а для упругопластического деформирования – также соотношение пределов текучести и показателей упрочнения материала в процессе пластической деформации. Уменьшение разницы в указанных характеристиках повышает работоспособность КМ. В области упругих нагрузок материал с более низким модулем упругости отрицательно воздействует на процесс разрушения в более жестком материале. Пластическая деформация материала с более высоким пределом текучести сдерживает деформацию более пластичного материала, который в процессе пластической деформации упрочняется.

Литература

1. К о м п К., Р а б с т R. F. Über die Ermittlung von J Integralwerten bei keramischen Werkstoffen im Hochtemperaturbereich // Materialprüf. 1980. Vol. 22. S. 241–246.
2. И л ь ю щ е н к о А. Ф., Ф о м и х и н а И. В., К о в а л е в с к и й В. Н. Закономерности и механизм формирования структуры стали 38ХНЗМФА методами высокоскоростной пластической деформации и термообработки // Материаловедение. 2012. № 12. С. 20–31.
3. И л ь ю щ е н к о А. Ф., Ф о м и х и н а И. В., А л е к с е е в Ю. Г., К о в а л е в с к и й В. Н. Особенности и механизм формирования зоны соединения сталь 38ХНЗМФА – молибденовый, ниобиевый сплав ЭП 131 сваркой взрывом // Порошковая металлургия. 2012. № 1. С. 5–14.
4. Р е й с Д ж. Г. Математические методы в механике разрушения // Разрушение. М.: Мир, 1975. Т. 2. С. 205–335.
5. К о в а л е в к и й В. Н. Оценка работоспособности и разрушения слоистых материалов, полученных сваркой взрывом // Сварка и родственные технологии: Респ. межвед. сб. Минск. 1999. Вып. 2. С. 50–53.