



УДК 621.791:669.71

## ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОГО СПЛАВА В96цс В УСЛОВИЯХ ВНЕЦЕНТРЕННОГО РАСТЯЖЕНИЯ

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук, чл.-кор. НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО,  
Т. Г. ТАРАНОВА, В. А. КОСТИН, кандидаты техн. наук,  
чл.-кор. НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучены закономерности зарождения и распространения трещин в сплаве В96цс в условиях внецентренного растяжения. Методом фрактографического анализа установлены причины и механизмы возникновения очагов разрушения на отдельных участках околошовной зоны сварных соединений после различных условий сварочного нагрева.

*Ключевые слова:* алюминиевый сплав, сварочный нагрев, неплавящийся электрод, электронный луч, зона термического влияния, внецентренное растяжение, микроструктура излома, фрактографический анализ, зарождение трещины, распространение трещины, разрушение

Введение циркония и скандия в алюминиевые сплавы обеспечивает формирование бездендритной мелкодисперсной структуры, упрочненной дисперсными выделениями интерметаллидов на основе указанных элементов [1–3]. Уменьшение размеров зерен при введении этих элементов приводит к замедлению распада твердого раствора в алюминиевых сплавах и последующей коагуляции продуктов распада в процессе сварки. Сварные соединения при этом отличаются более высокой прочностью, что позволяет их использовать при создании ответственных сварных конструкций летательных аппаратов с высокими показателями прочности и надежности при эксплуатации [4, 5].

В условиях эксплуатации морфология и химический состав интерметаллидных соединений зачастую определяют процессы зарождения и распространения трещин при разрушении [3–10]. Большой массив данных об особенностях образования и роста микротрещин в алюминиевых сплавах свидетельствует об актуальности и значимости этой проблемы. В указанных работах авторы отмечают, что в алюминиевых сплавах преобладает вязкий характер разрушения, который связан с формированием ямок (микропор) и последующим их слиянием в процессе реализации пластической деформации. Величина ямок определяется размером зерна и расстоянием между включениями. В изломах сложнолегированных алюминиевых сплавов наблюдается неоднородное распределение мелких и крупных ямок.

Информация об особенностях протекания процессов зарождения и распространения трещин в

сварных соединениях высокопрочного алюминиевого сплава В96цс в печати отсутствует. Нами предпринята попытка с помощью качественных подходов растровой электронной микроскопии установить влияние структурной и физической неоднородности, имеющей место в сварных соединениях, на зарождение трещин и характер их распространения. Такой метод исследования не только дополняет имеющиеся сведения, полученные на основе механики разрушения, но и является базой для достоверной экспертизы особенностей возникновения трещин при повреждении сварных конструкций, а также для изучения различных этапов их разрушения.

Характер структурных изменений, которые происходят в металле высокопрочного алюминиевого сплава В96цс при термическом цикле сварки, исследовали с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) JSM-840, оснащенного системой микроанализа «Линк 860/500». Взаимодействие электронного пучка растрового микроскопа со структурными составляющими, содержащими такие элементы, как магний, медь, цирконий, скандий, создает различный контраст изображения изучаемых фаз, благодаря чему появляется возможность получения качественной и количественной оценки влияния формы и размеров частиц на зарождение и распространение трещины в структуре сплава В96цс в зависимости от теплофизических условий нагрева, протекающих в околошовной зоне (ОШЗ) при различных способах сварки плавлением — сварке неплавящимся электродом (СНЭ) и электронно-лучевой сварке (ЭЛС). При этом использовали следующие условия нагрева: перегрев при  $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 3 с; закалка при  $T = 460\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1 ч; отжиг при  $T = 360\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 20 мин; отпуск при  $T = 360\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 3 мин; старение при  $T = 140\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 7 ч. Для моделирования различных условий охлаждения использовали воздух и воду.



Влияние теплофизических условий на характеристики сопротивления разрушению на исследуемых участках ОШЗ сварных соединений сплава В96бс показано на рис. 1.

Анализ рельефа изломов разрушенных образцов показал, что термические условия сварки влияют на структурно-фазовые изменения в металле, содержание фаз и характер распределения их в объеме металла, что в свою очередь оказывает влияние на особенности протекания процессов зарождения и распространения трещин. Во всех изломах разрушения образцов сплава В96бс выявлено у вершины надреза наличие зоны пластической деформации (рис. 2), которая является макроскопической характеристикой разрушения и представляет собой участок излома, где зарождается магистральная трещина в образце при испытании. Действительно, размеры зоны пластической деформации (таблица) определяют влияние структуры сплава на его работоспособность и механические свойства, поскольку структурная чувствительность материала обусловлена особенностями структурных составляющих и соотношением геометрических размеров этой зоны. Пос-

ледние в исследуемых образцах указывают на различный уровень стартового напряженного состояния металла при зарождении трещин, наличие которых, по-видимому, обусловлено содержанием и размерами выделившихся при нагреве фазовых частиц. Их объемная доля определяет длину и количество зародышевых микротрещин, а также характер локального напряжения в окрестности их расположения. Это оказывает влияние на уровень внутренних напряжений и размер зоны пластической деформации. Поскольку радиус в вершине трещины во всех образцах одинаков ( $R = 0,1$  мм), есть все основания утверждать, что размер зоны пластической деформации, а следовательно, и вязкость металла исследуемых образцов определяются внутренними напряжениями, которые зависят от объемной доли включений, а также условий нагрева и охлаждения в процессе сварки. Отметим, что пластическая зона значительной (4,90, 4,49, 3,84 и 2,80 мм) протяженности получена вследствие разрушения образцов в условиях плосконапряженного состояния, когда металл способен активно поглощать энергию пластической деформации.

В отличие от описанного выше случая в образцах в исходном состоянии или после старения протяженность пластической зоны уменьшается на 30...35%. Это указывает на возникновение в них при развитии магистральной трещины условий для упругой деформации, когда релаксация энергии недостаточна для осуществления пластической деформации.

Таким образом, при увеличении объемной доли частиц структурные и фазовые изменения, происходящие в ОШЗ сварных соединений, в процессе их разрушения могут создавать в металле как плоскодеформированное, так и плосконапряженное состояние. Это позволяет говорить о доминирующем влиянии частиц на условия зарождения трещин при разрушении сварных соединений сплава В96бс, от которого зависят значения характеристик вязкости разрушения на всех этапах развития трещины (рис. 2, б-г).

Рассмотрим особенности рельефа в исследуемых образцах, моделирующих состояние сплава В96бс в ОШЗ. В образце, состоянии металла которого соответствует зоне сплавления шва с основным металлом, где всегда имеет место перегрев, разрушение происходит параллельно оси прикладываемой нагрузки. На рельефе излома наблюдаются отдельные фрагменты структуры с образовавшимися при нагреве горячими кристаллизационными трещинами (рис. 3, а). При исследовании рельефа участка, содержащего интерметаллидное соединение  $Al_3(Zr, Sc)$ , установлено, что его частицы разрушаются хрупко (рис. 3, б). Частицы более крупного (3...6 мкм) размера отслаиваются от матрицы, а мелкого (0,6...1,5 мкм)

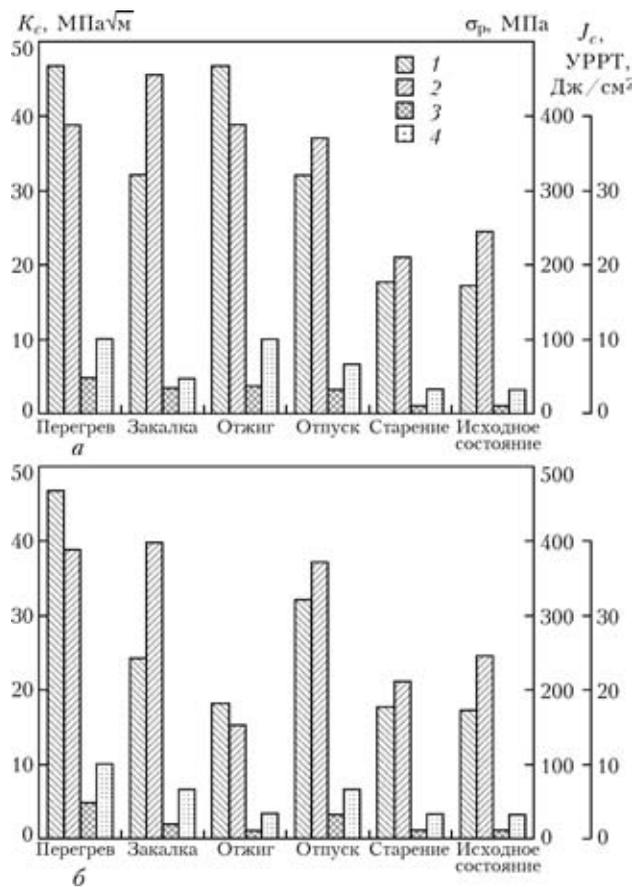


Рис. 1. Зависимость показателей вязкости разрушения сплава В96бс на различных участках ОШЗ от условий нагрева при ЭЛС (а) и СНЭ (б): 1 — критический коэффициент интенсивности напряжения  $K_c$ ; 2 — номинальное разрушающее напряжение  $\sigma_p$ ; 3 — энергия зарождения трещины  $J_c$ ; 4 — удельная работа распространения трещины (УРРТ)

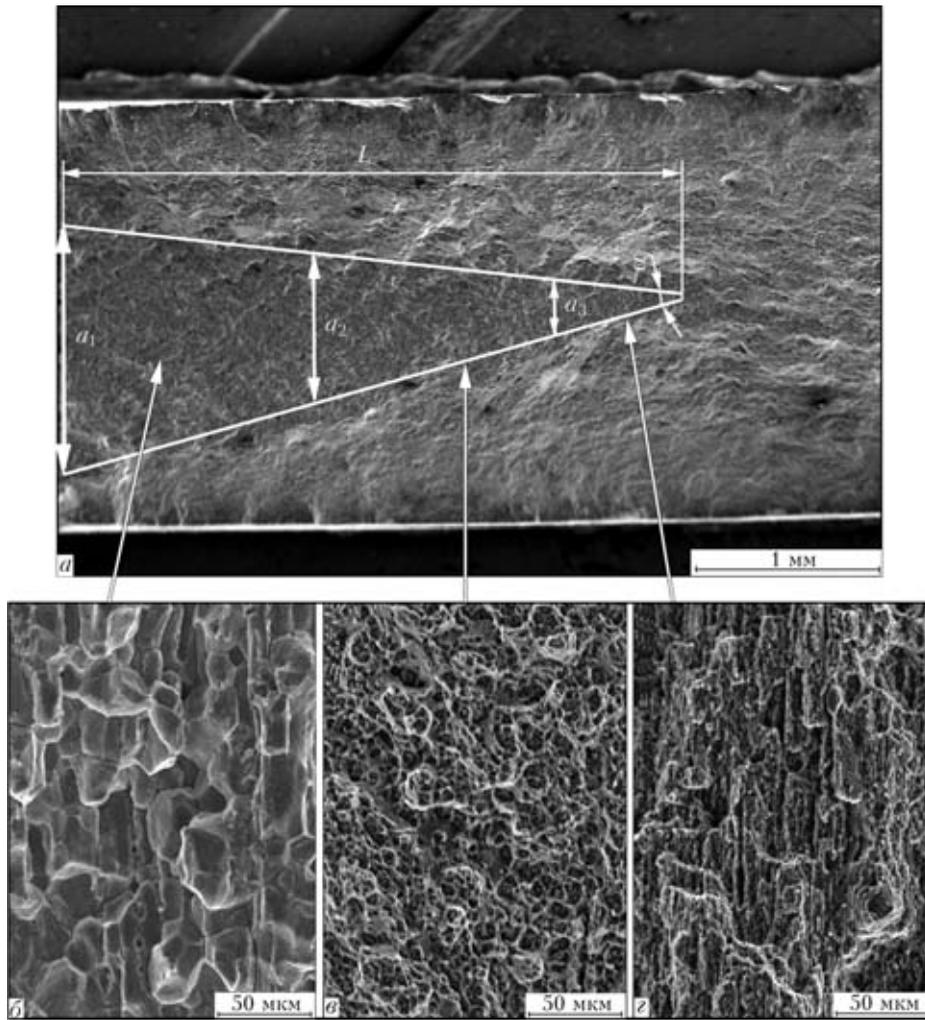


Рис. 2. Геометрические размеры зоны пластической деформации (а) и микроструктура характерных участков поверхности ее разрушения — интеркристаллитного (б), транскристаллитного вязкого (в) и транскристаллитного хрупкого (г)

— сохраняют когерентную связь с матрицей (рис. 3, в). Хрупкий характер разрушения этих частиц может быть обусловлен протеканием процесса сегрегации легирующих и примесных элементов на границах зерен в условиях перегрева (550 °С, 3 с). Распространение образовавшихся при этом микротрещин в дальнейшем происходит по вязкому механизму вследствие высокой пластичности матрицы. Образование очагов разрушения в виде ямок впереди трещины может быть связано с релаксацией напряжения, вызванного скоплением дислокаций высокой плотности, которому предшествует формирование микропустот.

Траектория развития магистральной трещины в исследуемых образцах после нагрева до температуры закалки (460 °С, 1 ч) с последующим охлаждением в воду отличается от имеющей место в основном металле. Очагом зарождения микротрещин в этом случае являются скопления выделившихся включений (рис. 4). Наличие характерных бороздок на поверхности излома, обнаруживаемых при электронно-микроскопических исследованиях, указывает на дискретность процесса развития трещин (рис. 4, а). По мере их перемещения ширина бороздок увеличивается, что, возможно, обусловлено ростом интенсивнос-

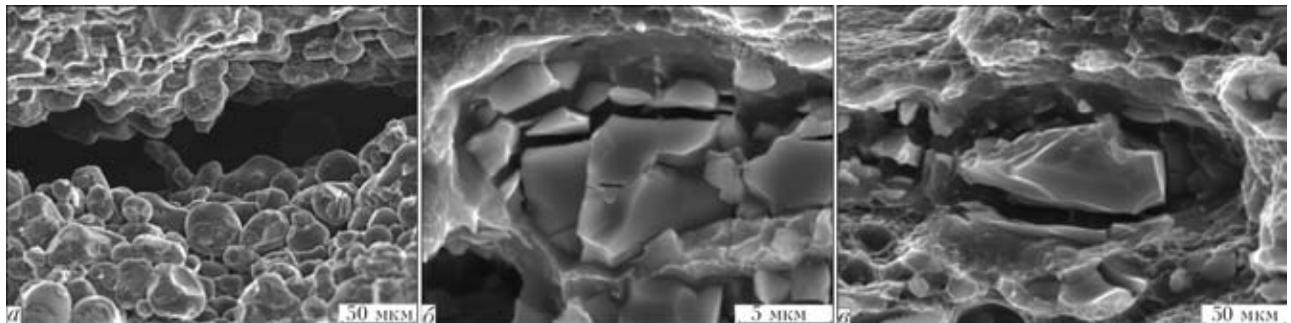


Рис. 3. Фрактограммы поверхности разрушения сплава В96с в состоянии перегрева: а — горячая кристаллизационная трещина; б — сколы интерметаллидных соединений; в — отслоение интерметаллидных соединений от матрицы

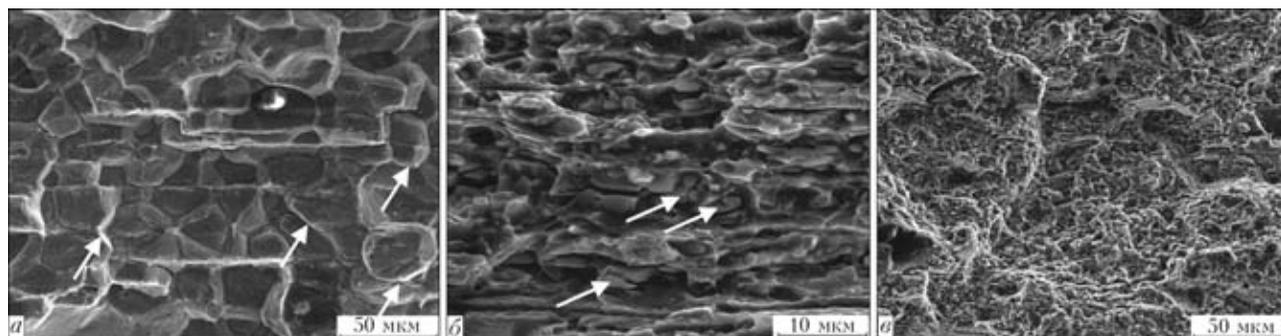


Рис. 4. Фрактограммы поверхности разрушения сплава В96с в состоянии закалки: *а* — участок скопления частиц; *б* — участок вдоль границ зерен; *в* — участок расположения фасеток

ти напряжения на данном участке структуры. На изломе в зоне пластической деформации также наблюдается наличие горячих трещин небольшой протяженности. Кроме того, обнаружены участки структуры, где зарождение трещины начинается с эвтектики (рис. 4, б). В центре излома исследуемого образца очагом зарождения магистральной трещины являются крупные интерметаллидные соединения, содержащие модификаторы  $Al_3(Zr, Sc)$ . Растрескиваясь или расслаиваясь на составные части по мере распространения магистральной трещины, они образуют скопления частиц с различным содержанием скандия (в центре — 15 мас. %, с краю — 26 мас. %) и циркония (в центре — 18 мас. %, с краю — 6 мас. %). По характеру их разрушения можно предположить, что местом действия локального разрушающего напряжения является их центральная часть с последующим развитием расслоения на периферийные области. Продолжительность каждой из стадии образования трещины определяется размером частиц. Причиной действия такого механизма разрушения предположительно является различное соотношение циркония и скандия в металле каждого последующего слоя.

В условиях нагрева сплава В96с до температуры отжига отмечается сокращение длины зоны пластической деформации (см. таблицу). При

этом угол  $\alpha$ , образованный у ее вершины, составляет  $59^{\circ}38'$ . В таком образце имеет место низкое ( $1,1 \text{ Дж/см}^2$ ) значение энергии зарождения трещины, что свидетельствует о значительной хрупкости структурных составляющих сплава при данных условиях термического воздействия. Фазовые превращения, происходящие при этом, приводят к огрублению структурных составляющих, расположенных по границам зерен, что является причиной смешанного характера разрушения образцов сплава (рис. 5, а). Наряду с вязким механизмом образования мелких и неглубоких ямок наблюдаются участки, образовавшиеся по механизму скола, которые проходят по крупным интерметаллидным соединениям (рис. 5, б). Трещина распространяется преимущественно вдоль границ зерен, где в процессе сварочного нагрева формируется легкоплавкая эвтектика (рис. 5, в). Таким образом, охрупчивание сварных соединений сплава В96с, полученных СНЭ, обусловлено процессом огрубления структурных составляющих и образованием значительной объемной доли эвтектик. При этом очагом разрушения являются горячие трещины. Их различная форма (длинные и округлые) и протяженность свидетельствуют о неоднородном напряженном состоянии металла в теплофизических условиях сварки неплавящимся электродом. Содержание частиц интерметаллидного соединения  $Al_3(Zr, Sc)$  незначительное, поэтому они не принимают участие в процессе зарождения трещин.

При охлаждении образца в воде после нагрева до  $T = 360^{\circ}\text{C}$  и выдержке в течение 20 мин, что соответствует термическому циклу ЭЛС, поверхность излома приобретает многочисленные признаки вязкого разрушения. Это приводит к увеличению значений показателей вязкости разрушения (см. рис. 1). При этом в процессе реализации пластической деформации образуются фасетки небольших размеров с гребнями. Очагом зарождения трещин в данном образце являются участки структуры, содержащие фрагменты микропустот в виде горячих трещин. Их малое количество и незначительная протяженность ( $0,2 \dots 0,5 \text{ мм}$ ) обуславливают реализацию вязкого механизма разрушения (рис. 5,

**Влияние термической обработки на геометрические размеры (мм) зоны пластической деформации**

Условия нагрева	$a_1$	$a_2$	$a_3$	$L$	$\alpha$
Перегрев	1,91	0,94	0,34	4,90	$17^{\circ}33'$
Закалка	1,50	0,73	0,24	3,84	$20^{\circ}14'$
	2,15	1,29	0,99	4,49	$31^{\circ}12'$
Отжиг	1,79	1,30	0,62	2,78	$33^{\circ}09'$
	2,12	1,34	0,50	2,14	$59^{\circ}38'$
Отпуск	2,10	1,32	0,51	2,37	$46^{\circ}10'$
Старение	2,32	1,50	0,53	1,70	$62^{\circ}08'$
Исходное состояние	2,01	1,14	0,40	1,40	$60^{\circ}04'$

Примечание. В числителе приведены результаты испытаний при ЭЛС, в знаменателе — при СНЭ.

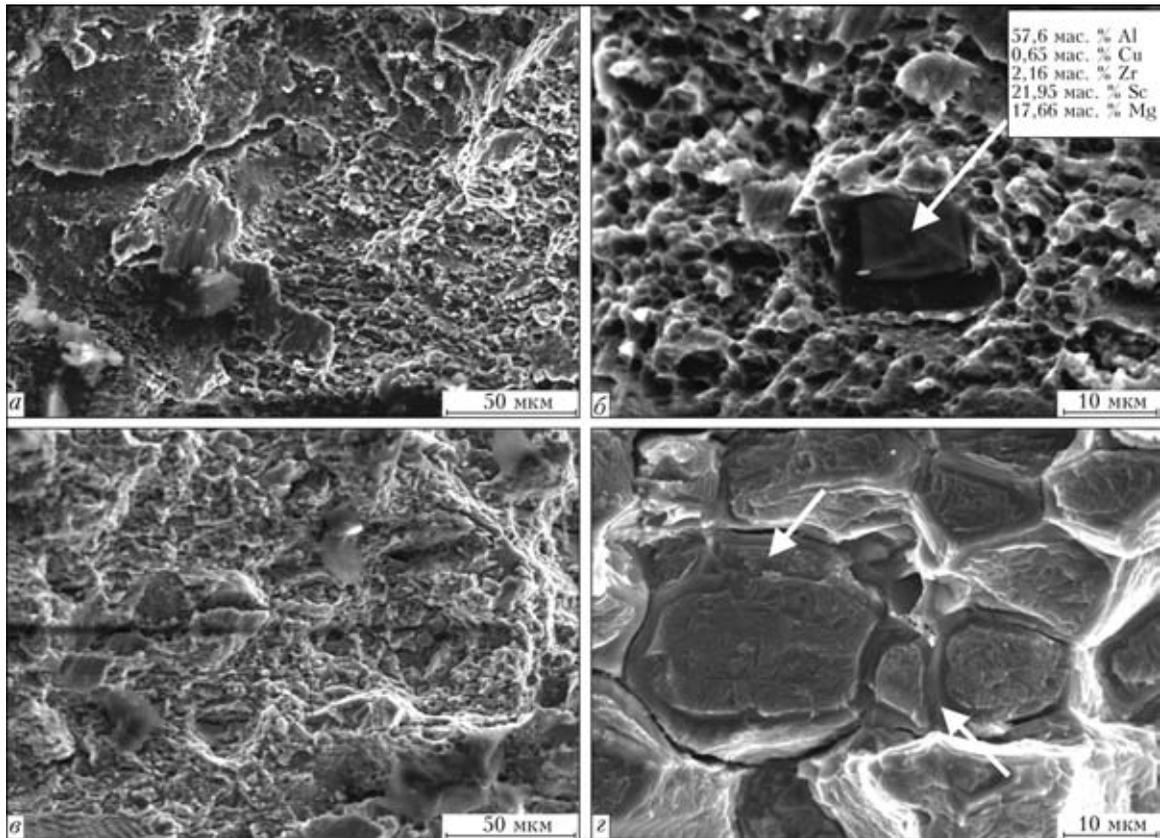


Рис. 5. Фрактограммы поверхности разрушения сплава В96св в состоянии отжига: *а* — участок со смешанным характером разрушения; *б* — сколы интерметаллидного соединения (показаны стрелкой); *в* — участок вязкого разрушения; *г* — эвтектики (показаны стрелками)

*в*) при более высоких значениях показателя энергии зарождения трещины по сравнению с образцом, который был охлажден на воздухе.

В металле в состоянии после отпуска формируется зона пластической деформации небольшой протяженности (2,37 мм, таблица). Наблюдаются малые размеры фасеток, образованных при разрушении (рис. 6, *а*), что обеспечивает достаточно высокие значения всех характеристик вязкости разрушения (см. рис. 1). На поверхности излома обнаружено множество осколков интерметаллидных соединений, расположенных вдоль границ зерен и вытянутых вдоль направления проката ос-

новного металла, что приводит к образованию фасеток такой же формы. Поскольку влияние условий нагрева незначительно, то существенного изменения текстуры сплава по сравнению с основным металлом не наблюдается. Очагом разрушения выступают фазы, содержащие цирконий и скандий. Количественный анализ элементов разрушенных близлежащих осколков таких фаз позволяет предположить, что причиной их разрушения является расслоение, которое возникает в результате слабых атомных связей между слоями вследствие различного содержания в них скандия и циркония (рис. 6, *б*).

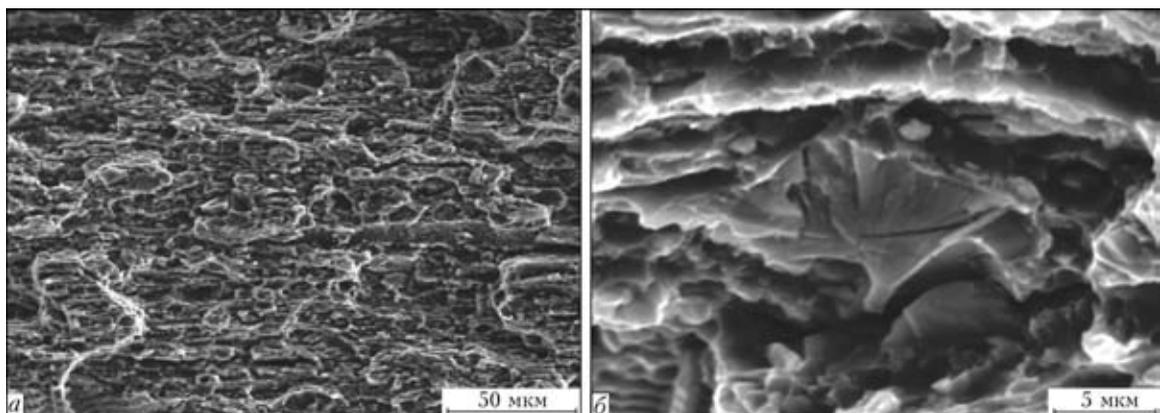


Рис. 6. Фрактограммы поверхности разрушения сплава В96св в состоянии отпуска: *а* — участок со смешанным характером разрушения; *б* — участок расслоения

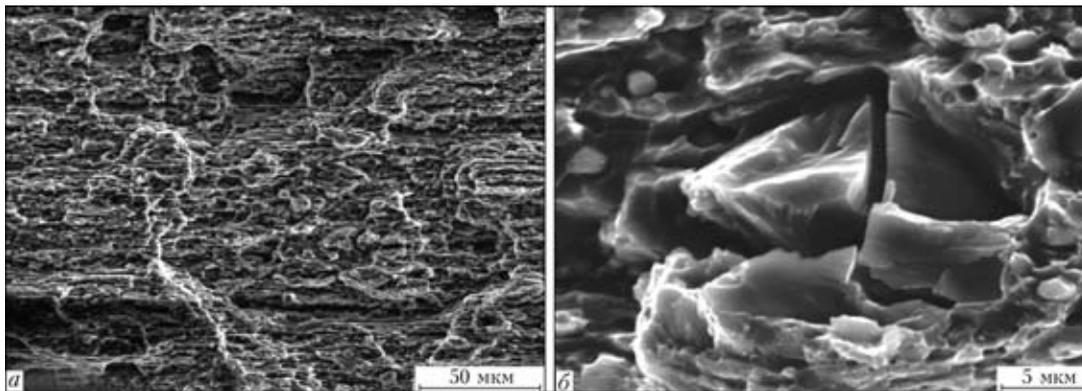


Рис. 7. Фрактограммы поверхности разрушения сплава В96бс в состоянии искусственного старения: *а* — участок со смешанным характером разрушения с расслоением вдоль направления проката; *б* — участок с растрескиванием крупного интерметаллидного соединения

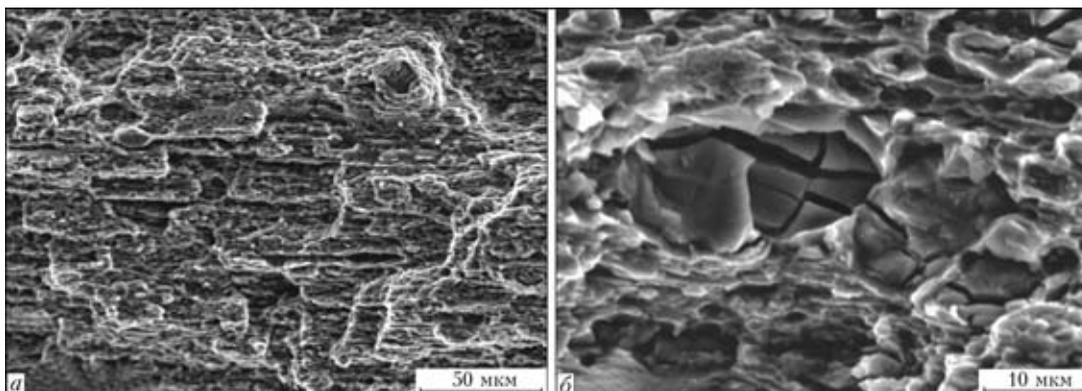


Рис. 8. Фрактограммы поверхности разрушения сплава В96бс в исходном состоянии: *а, б* — см. рис. 7

В образце сплава В96бс, когда металл находится в состоянии после искусственного старения, наблюдается уменьшение протяженности зоны пластической деформации у надреза с 2,37 до 1,70 мм (см. таблицу) и изменение рельефа (рис. 7). Фасетки имеют преимущественно небольшую глубину, малые размеры, они сильно вытянуты вдоль направления проката. Наличие на изломе исследуемого образца признаков как вязкого, так и хрупкого разрушения (рис. 7, *а*) указывает на смешанный характер развития трещины. Ее зарождение происходит по механизму хрупкого скола. Процесс распространения трещины реализуется в ходе пластической деформации матрицы вдоль линий скольжения. Особенностью разрушения крупных частиц, содержащих цирконий и скандий, является растрескивание (рис. 7, *б*). Содержание этих элементов в слоях, образующихся у вершины и основания включения, отличается примерно в 5 раз.

Разрушение сплава В96бс в исходном состоянии имеет смешанный характер, когда одновременно действуют два или больше механизмов разрушения [10]. Это означает, что при испытании в условиях внецентренного растяжения в исследуемом образце возникает взаимодействие между различными факторами. Поэтому характер процесса разрушения сплава В96бс несколько отли-

чается от имеющего место в пластичных алюминиевых сплавах. Подобное поведение металла может реализоваться в условиях, когда уровень напряжения при пластической деформации недостаточен для разрушения по механизму слияния пор. Наличие в изломах частиц, разрушенных сколом, а также участков, образовавшихся по механизму отрыва, свидетельствует о неоднородности механических свойств структурных составляющих сплава В96бс (рис. 8). Значительное количество мелких трещин на включениях подтверждает тот факт, что они зародились на этапе распространения магистральной трещины. Их подрастание происходило по мере приближения фронта магистральной трещины. На границах между зернами рядом с первичными включениями циркония и скандия наблюдаются эвтектические образования. Причем содержание циркония в них в 2 раза меньше, чем скандия.

#### Выводы

1. На основании исследований изломов сплава В96бс методом фрактографического анализа определены общие закономерности зарождения и распространения трещин при внецентренном растяжении образцов после различных условий сварочного нагрева.



2. Теплофизические условия нагрева, сопровождающие процесс сварки плавлением (СНЭ и ЭЛС), оказывают существенное влияние на способность сплава В96цс пластически деформироваться вблизи расположения хрупких включений, тем самым противодействуя зарождению трещины. Появление очагов зарождения трещин связано с изменением состояния межзеренного пространства вследствие укрупнения интерметаллидных соединений, образования легкоплавкой эвтектики, а также увеличения размеров и объемной доли фаз и включений. Перегрев металла приводит к развитию неоднородности по содержанию легирующих элементов и примесей в связи с их сегрегацией вдоль границ зерен, образования хрупких межзеренных прослоек из пересыщенных фаз, особенно на границе сплавления, где прослойки формируют плотный каркас вокруг зерен. Связанное с этим повышение уровня концентрации напряжения облегчает зарождение трещины вследствие растрескивания фаз или нарушения контакта с матрицей, что снижает показатели прочности и вязкости сплава В96цс:  $\sigma_p = 211$  МПа;  $K_c = 17,7$  МПа $\sqrt{м}$ ;  $J_c = 1,1$  Дж/см<sup>2</sup>; УРРТ = 3,2 Дж/см<sup>2</sup>.

3. Развитие магистральной трещины в сплаве В96цс происходит преимущественно в результате отрыва металла, направленного перпендикулярно приложению нагрузки. Оно сопровождается растрескиванием фаз, содержащих легирующие элементы, и расслоением включений, в состав которых входят цирконий и скандий.

растрескиванием фаз, содержащих легирующие элементы, и расслоением включений, в состав которых входят цирконий и скандий.

1. *Закономерности* легирования алюминиевых сплавов скандием / В. И. Елагин, В. В. Захаров, Т. Д. Ростова, Ю. А. Филатов // Вест. ноу-хау. — 1993. — № 2. — С. 62–66.
2. *Захаров В. В., Ростова Т. Д.* Полосы сдвига в алюминиевых сплавах, содержащих скандий и литий // *Металловедение и терм. обраб. мет.* — 1996. — № 4. — С. 18–21.
3. *Фридляндер И. Н.* Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. // *Технология легких сплавов.* — 2002. — № 4. — С. 12–17.
4. *Ищенко А. Я., Лабур Т. М.* Свариваемые алюминиевые сплавы со скандием. — Киев: МИИВЦ, 1999. — 114 с.
5. *Давыдов В. Г.* Металловедческие и технологические исследования алюминиево-литиевых сплавов на современном этапе // *Технология легких сплавов.* — 1997. — № 5. — С. 15–25.
6. *Кишкина С. И.* Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1981. — 280 с.
7. *Гордеева Т. А., Жегина И. П.* Анализ изломов при оценке надежности материалов. — М.: Машиностроение, 1978. — 199 с.
8. *Расчеты и испытания на прочность в машиностроении, классификация видов поверхностей разрушения (изломов) металлов.* — М.: Изд-во стандартов СССР, 1989. — 45 с.
9. *Романив О. Н.* Структурная механика разрушения — новое перспективное направление в проблеме разрушения металлов // *Физико-хим. механика материалов.* — 1981. — № 4. — С. 28–32.
10. *Фрактография и атлас фрактограмм: Справоч.* — М.: Металлургия, 1982. — 489 с.

Regularities of initiation and propagation of cracks in V96tss alloy under the conditions of off-center tension have been studied. Fractographic analysis was used to establish the causes and mechanisms of initiation of fracture sites in individual sections of the welded joint HAZ after different conditions of welding heating.

Поступила в редакцию 01.02.2006

## НОВАЯ КНИГА

**Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях / А. Я. Ищенко, Т. М. Лабур, В. Н. Бернадский, О. К. Маковецкая.** — Киев: Эко-технология, 2006. — 112 с.

Книга состоит из двух частей. В первой части представлена систематизированная экономико-статистическая информация о мировом производстве и потреблении алюминиевой продукции, во второй части — техническая информация об алюминиевых сплавах для сварных конструкций, основных технологиях их соединения и наиболее перспективных областях применения алюминия в сварных конструкциях.

Расчитана на инженерно-технических работников, студентов вузов и учащихся средних специальных учебных заведений.

