



ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ СВАРКИ НА ОСОБЕННОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН В ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В96 и В96цс

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук, Т. Г. ТАРАНОВА, канд. техн. наук,
академик НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. А. КОСТИН, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализировано влияние термического воздействия при сварке неплавящимся электродом и электронным лучом на особенности зарождения трещин в различных участках ЗТВ сварного соединения высокопрочных сложнолегированных алюминиевых сплавов В96 и В96цс при внецентренном растяжении. Показано, что используемые температурно-временные параметры режима сварки изменяют объемную долю частиц в сплаве, их размер, форму и морфологию расположения включений на границе между зёрнами, оказывают существенное влияние на локальное напряженное состояние металла ЗТВ и определяют связанный с ним механизм возникновения очагов разрушения.

Ключевые слова: высокопрочные алюминиевые сплавы, сварка, неплавящийся электрод, электронный луч, термическое воздействие, структура, зона термического влияния, внецентренное растяжение, зарождение трещины, разрушение

Развитие самолетостроения неразрывно связано с использованием новых конструкционных материалов улучшенного состава и механических свойств, к которым относится сплав В96 системы легирования Al–Zn–Mg–Cu. Он получил высокую оценку специалистов как материал, позволяющий снизить массу конструкции без уменьшения ее жесткости, что делает его привлекательным для изготовления летательных аппаратов [1]. Вместе с тем, сварные соединения этого сплава характеризуются неудовлетворительными пластическими свойствами и низкой сопротивляемостью к образованию холодных трещин в зоне термического влияния (ЗТВ) сварных соединений при сварке плавлением, что связывают с протеканием необратимых физико-химических процессов, сопровождающих термический цикл сварки плавлением. В ЗТВ сварного соединения образуются шесть характерных участков структуры, отличающихся между собой размерами зёрен и границ, составом фаз и включений [2–5]. Формирование конечных структур и физико-механические свойства металла ЗТВ зависят от кинетики распада метастабильных фаз и определяются тепловложением используемого способа сварки [1].

Для улучшения механических свойств сплава В96 в его состав добавляют скандий, который имеет высокую (1814 К) температуру плавления и минимальный ($3,05 \text{ Н/м}^3$) удельный вес [6–8]. Дисперсные частицы фазы Al_3Sc образуются не как результат специальной упрочняющей термической

обработки, а являются продуктом высокотемпературного распада пересыщенного твердого раствора скандия в алюминии при кристаллизации расплава. Частицы Al_3Sc когерентны матрице, они равномерно распределяются в объеме зерна и сохраняют устойчивость при сравнительно высокой температуре, а поэтому стабилизируют структуру и подавляют рекристаллизацию, которая протекает в металле. Основным фактором, объясняющим уникальное влияние скандия на структуру и свойства алюминия и алюминиевых сплавов, является размерно-структурное сходство кристаллических решеток алюминия (4,405) и фазы Al_3Sc (4,407). Благодаря такому соответствию частицы Al_3Sc , образовавшиеся при первичной кристаллизации, представляют собой эффективные зародыши зёрен, что обеспечивает максимальное измельчение литых зёрен (до размера дендритных ячеек).

Механизм распада твердого раствора в алюминии, образовавшегося при кристаллизации металла шва, также определяется принципом выше упомянутого размерно-структурного соответствия, а именно, продукты распада (частицы Al_3Sc) выделяются по гомогенному механизму. Они отличаются высокой плотностью и соответственно малым расстоянием между частицами. При этом отмечается упрочняющее и антирекристаллизационное воздействие скандия по сравнению с другими переходными металлами.

Для определения причин снижения пластичности сварных соединений сплава В96 необходимо изучить влияние термических условий сварки на структурные особенности (2,3 мас. % Mg, 2,1 мас. % Cu, 8,1 мас. % Zn, 0,2 мас. % Zr) различных участков ЗТВ, установить механизм за-

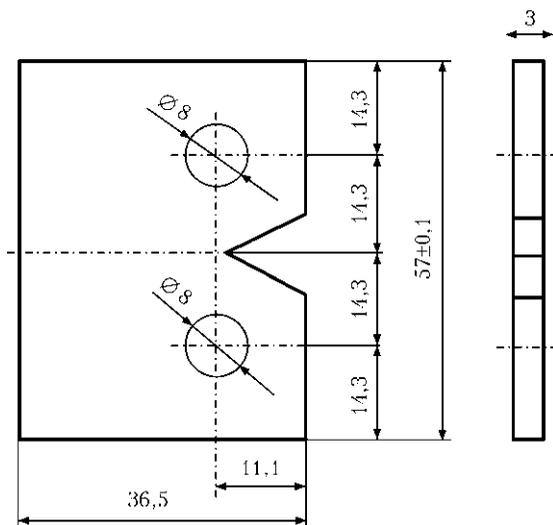


Рис. 1. Схема образца сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов В96 и В96сц для испытания в условиях внецентренного растяжения

рождения трещин в них и сопоставить с аналогичными участками сплава В96сц, имеющего такой же состав, но с добавкой скандия (0,3 мас. %). Наличие последнего в составе сплава ускоряет распад твердого раствора в процессе термических операций и способствует образованию мелкодисперсных частиц интерметаллидных фаз [5], которые, располагаясь в объеме зерен и вдоль их границ, упрочняют сплав и препятствуют прохождению рекристаллизации металла при нагреве в процессе сварки, при этом механические свойства сплава улучшаются [8].

Целью настоящей работы является определение влияния структурной и физической неоднородности, имеющей место в ЗТВ сварных соединений, на зарождение трещин при сварке неплавящимся электродом (СНЭ) и электронно-лучевой сваркой (ЭЛС) [5]. Для исследований использовали растровый электронный микроскоп JSM-840 с системой микроанализатора «Link-860/500» (при ускоряющем напряжении 15, 20 и 30 кВ), что позволило установить особенности возникновения трещин и характер повреждений сварных соединений исследуемых сплавов.

Для получения полной картины структурных изменений в различных участках ЗТВ сварных соединений исследуемых сплавов при СНЭ и ЭЛС использовали образцы-имитаторы. Их нагревали в термической печи, создавая условия для моделирования структуры металла, которая формируется при сварке плавлением в различных участках ЗТВ: перегрев ($T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$); закалка ($T = 460\text{ }^{\circ}\text{C}$); отжиг ($T = 370\text{ }^{\circ}\text{C}$); кратковременный отпуск ($T = 340\text{ }^{\circ}\text{C}$); старение ($T = 140\text{ }^{\circ}\text{C}$). Образцы охлаждали со скоростью 10...20 и 30...50 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в воздушной и водной среде, что соответствовало условиям охлаждения металла после СНЭ и ЭЛС. Это позволило выявить влияние особенностей структурного состояния и уровень пластичности

металла отдельных участков ЗТВ, а также установить связь между граничной деформацией и напряжениями, сопровождающими зарождение трещины во время испытания. Полученные результаты сравнили с аналогичными для основного металла.

Наиболее распространенным методом оценки пластичности является испытание образцов с глубокими надрезами, например, при внецентренном растяжении, моделирующем типовые условия напряженного состояния сварных конструкций, когда одновременно происходят их растяжение и изгиб [9, 10]. При такой схеме нагружения центральная часть образца подвергается воздействию монотонной деформации, которая определяет начало процесса зарождения трещины. В предельном состоянии при достаточно глубоких надрезах в металле образца возникает трехосное растяжение, поскольку уровень напряжения в зоне пластического течения зависит от радиуса вершины надреза. Для исследования пластичности в отдельных участках ЗТВ сварных соединений сплавов В96 и В96сц, имеющих различное структурное состояние, использовали образцы Канна толщиной 3 мм с глубиной надреза 11 мм и радиусом 0,1 мм в его вершине (рис. 1). Такая геометрия надреза обеспечивает зарождение трещины при относительно низком значении работы, затрачиваемой на ее развитие, что повышает точность ее определения [10]. В соответствии с работой [9] теоретический коэффициент концентрации напряжения у вершины составляет 10. Испытания пяти образцов (в каждом исследуемом структурном состоянии) производили при комнатной температуре на универсальной машине РУ-5 со скоростью растяжения 2 мм/мин ($3,35 \cdot 10^{-5}$ м/с).

Диаграмма нагрузки–деформации, полученная с помощью осциллографа в ходе испытания (рис. 2), отображает важные моменты зарождения и распространения трещин до полного разрушения исследуемых образцов. Она позволяет оценить не только интенсивность напряжения в процессе пластической деформации в условиях внецентренного растяжения, но и определить продолжительность стадии стабильного течения металла и работу, которая затрачивается на различных этапах развития трещины. Кривая на отдельных участках диаграммы содержит в интегральной форме информацию о состоянии структуры металла, от которого зависят процессы его пластического течения при деформации образца, повышение напряжения и образование трещины.

Для оценки пластичности при одноосном растяжении λ_p традиционно используют показатели относительного удлинения δ и относительного поперечного сужения ψ [10]. При этом пластичность выражают через показатель δ :



$$\lambda_p = 1,73 \ln [100/(100 - \delta)].$$

В условиях неоднородного растяжения применяют показатель ψ :

$$\lambda_p = 1,73 \ln [100/(100 - \psi)].$$

Снижение жесткости напряженного состояния в вершине надреза во время испытания при его раскрытии может вызвать некорректное определение уровня относительной пластичности металла. В связи с этим данные о характеристиках пластичности исследуемых сплавов В96 и В96с после термического воздействия получали, используя соотношение значений напряжения и деформации (рис. 2). На основе указанных подходов для оценки δ и ψ они могут быть представлены в виде функции изменения пластической деформации в условиях внецентренного растяжения исследуемых образцов:

$$(f_{\max} - f_y)/f_{\max} \cdot 100 \%,$$

где f_{\max} — полная (максимальная) деформация при образовании магистральной трещины; f_y — деформация, соответствующая напряжению 0,2 %, которая условно принимается за предел текучести металла исследуемых участков ЗТВ. В этом случае значения пластичности λ_p рассчитывали по формуле:

$$\lambda_p = 1,73 \ln \{100/[100 - (f_{\max} - f_y)/f_{\max} \cdot 100 \%]\}.$$

На рис. 2 совмещены диаграмма нагрузки–деформации исследуемых сплавов с фрактограммой участка излома зоны пластической деформации металла под вершиной надреза. Точка *A* соответствует началу зарождения микротрещины в сплавах В96 и В96с, точка *B* — окончательному слиянию микротрещин в макротрещину, точкой *C* обозначена область, в которой происходит самопроизвольное распространение магистральной трещины до полного разрушения образца.

Следует отметить, что зона пластической деформации под вершиной надреза (рис. 2) является начальной стадией зарождения магистральной трещины. Как следует из работ [11–14], влияние структуры сплава на его работоспособность и механические свойства проявляется опосредованно, поскольку структурную чувствительность материала можно описать отношением протяженности этой зоны к размерам структурных составляющих. Существенные отличия геометрических размеров зоны пластической деформации в исследуемых образцах свидетельствуют о неоднозначности начального напряженного состояния металла при одних и тех же условиях испытания.

Анализ полученных результатов показал (рис. 3, б, г), что сварные соединения сплава В96с, полученные способом ЭЛС, отличаются

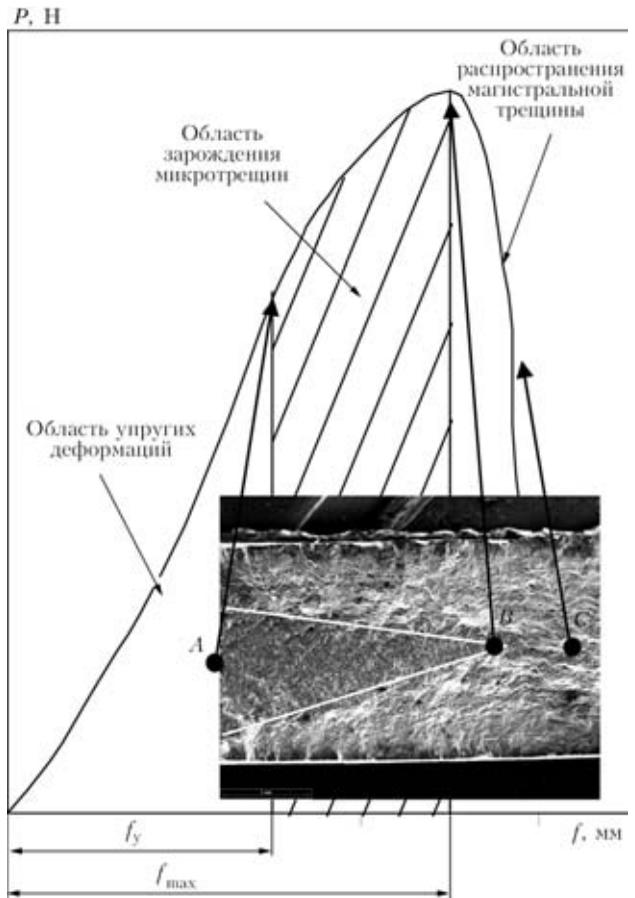


Рис. 2. Диаграмма нагрузки–деформации ($P-f$), полученная в условиях внецентренного растяжения исследуемых образцов, и фрактограмма ($\times 27$) участка излома (под вершиной надреза расположена зона пластической деформации, выделенная треугольником)

большой склонностью к пластической деформации (от 81 до 89 %) по сравнению со сплавом В96 (53...91 %). Зарождение микротрещин происходит как по вязкому механизму, так и путем разрушения сдвигом. Образующаяся при разрушении структура металла определяется размером зерна и расстоянием между включениями. Исходя из имеющихся результатов, сплав В96с отличается большей (в 1,5 раза) силой сцепления между элементарными частицами.

Аналогичная закономерность наблюдается и у сварных соединений, полученных СНЭ (рис. 3, а, в). При этом способе сварки сплав В96с также характеризуется более существенной склонностью к пластической деформации (от 80 до 89 %), чем сплав В96 (53...94 %). Как видно из рис. 2, у сплава В96с независимо от способа сварки есть область (заштрихованная) сохранения пластической деформации. Пластичность сплава В96с в исследуемых участках ЗТВ, где в процессе сварочного нагрева имеет место высокая температура, обусловлена миграцией границ зерен, изменениями формы включений, рекристаллизационными явлениями и активацией зернограничного проскальзывания, степень проявления

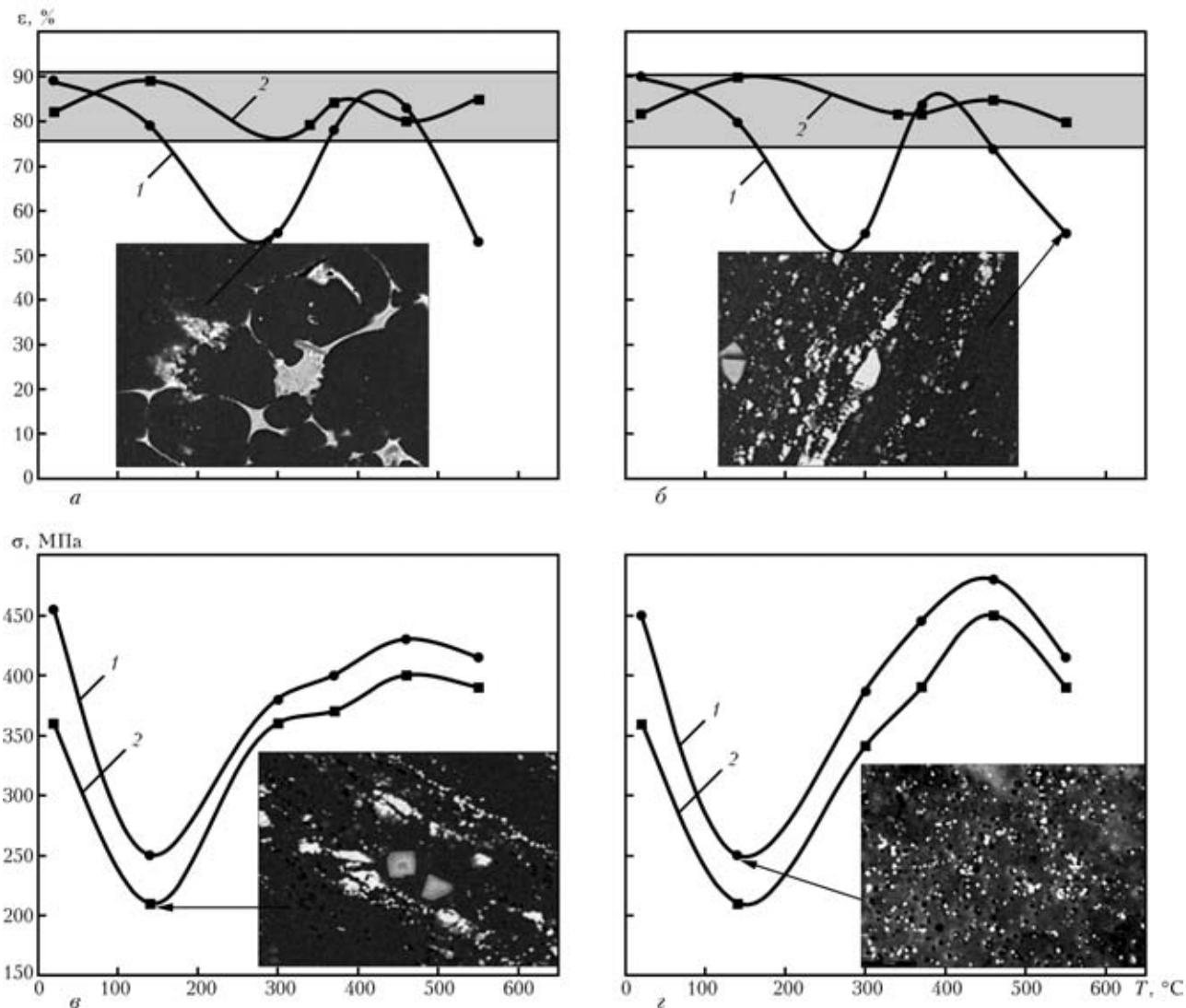


Рис. 3. Влияние условий нагрева при СНЭ (а, в) и ЭЛС (б, г) на пластичность (а, б) и прочность (в, г) металла ЗТВ сварных соединений сплавов В96 (1) и В96с2 (2)

которых наряду с температурно-временными условиями сварочного воздействия связана с наличием скандия.

Иные закономерности прослеживаются в сплаве В96. Выявлена существенная зависимость структуры металла сварного соединения от температурно-временных параметров режима сварки. При обоих способах сварки в сплаве В96 имеет место снижение пластичности на участках перегрева и отжига. Продолжительный нагрев металла при СНЭ оказывает влияние на увеличение межзеренного пространства за счет выделения элементов из зерна и последующего образования в нем соединений эвтектического вида [6, 8]. Это приводит к снижению пластичности вследствие образования эвтектики по границам зерен (рис. 3, а). При ЭЛС в условиях кратковременного воздействия тепла фазовые превращения не успевают развиться, поэтому происходит растворение только легкоплавких соединений, расположенных

вблизи границ зерен (рис. 3, б, г). В этом случае значительное влияние на пластичность оказывает характер распределения включений.

На рис. 3, в, г видно уменьшение прочностных свойств обоих сплавов при двух способах сварки, что может быть обусловлено неоднородностью распределения включений, отличиями их формы и размеров. В большой степени снижение прочности наблюдается в сплаве В96с2, что связано с наличием в структуре металла ЗТВ грубых неразстворимых включений. Уменьшение их размеров в процессе изготовления полуфабрикатов будет способствовать увеличению прочности сплава при сохранении его пластичности.

Для выявления очагов зарождения трещин выполнен фратографический анализ изломов разрушенных образцов, моделирующих различные участки ЗТВ сварных соединений сплавов В96 и В96с2. Полученные результаты показали, что термические условия сварки вызывают рост частиц и образова-



ние фаз, чем определяют характер зарождения трещин в исследуемых сплавах (рис. 4, 5). При испытаниях по мере увеличения растягивающих напряжений пластическая матрица деформируется, что приводит к нарастанию градиента напряжения на участках, расположенных у границ зерен, а также на участках включений в межзеренном промежутке. Менее прочные частицы растрескиваются, образуя микротрещины, длина которых не превышает размеры частиц.

Согласно полученным результатам эксперимента, длина и количество зародышевых микротрещин, а также характер локального напряжения вызваны изменениями размеров частиц, выделяющихся при сварочном нагреве, а также их объемной долей по отношению к другим структурным составляющим. Поскольку в исследуемых образцах радиус надреза одинаковый ($R = 0,1$ мм), есть основание утверждать, что размер зоны пластической деформации, а следовательно, и пластичность исследуемых образцов определяются локальными напряжениями, связанными с термическими условиями нагрева и охлаждения при сварке. Источником зарождения трещины являются частицы, расположенные вдоль границ зерен. При этом в процессе разрушения частицы неправильной формы растрескиваются, а округлые — расслаиваются (рис. 4).

У сплава В96бц граница зоны пластической деформации выявляется легко, а у сплава В96 граничный контур нечеткий, что указывает на более хрупкое состояние структуры металла. В области высоких (550 °С) гомологических температур, моделирующих условия перегрева металла на границе сплавления шва с основным металлом, высокие значения относительного показателя пластичности ($\lambda_p = 81$ %) сплава В96бц обусловлены растворением элементов структуры, расположенных в межзеренном пространстве, и образованием однородной жидкой фазы (рис. 5, б, з, е). Это может быть объяснено наличием на межзеренных границах включений фаз, содержащих достаточно прочные элементы (марганец, хром, цирконий, скандий), которые вызывают торможение микротрещины. Значительная (от $2,8$ до $5,0$ мм) протяженность зоны пластической деформации сплава В96бц свидетельствует о его склонности к активной пластической деформации при зарождении микротрещин. Наличие ямок, образующихся вблизи включений путем возникновения и роста пор, позволяет характеризовать данный сплав как вязкий, хотя на поверхности излома имеются также фрагменты хрупкого разрушения (рис. 5, и). При температуре 460 °С легирующие элементы переходят в твердый раствор [6]. Относительный показатель пластичности сплава В96бц сохраняет свои значения.

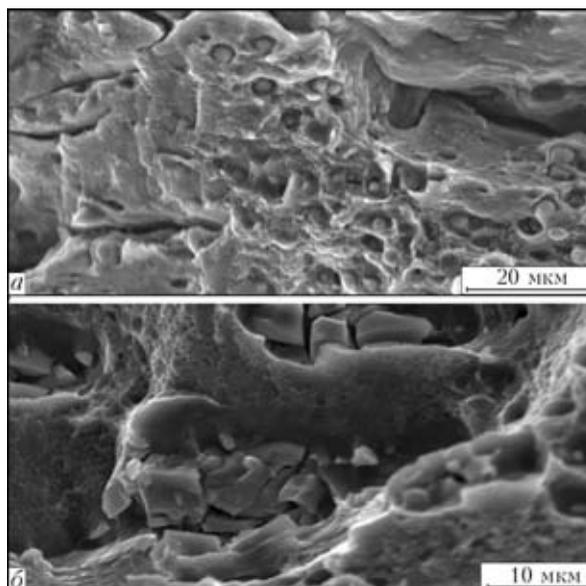


Рис. 4. Фрактограммы очагов зарождения трещины при разрушении сплавов В96 (а) и В96бц (б)

Сокращение протяженности зоны пластической деформации до $2,0$ и $1,7$ мм имеет место в образцах в исходном состоянии и соответственно после искусственного старения, что свидетельствует о большей хрупкости металла и возникновении условий для действия упругой деформации, поскольку релаксируемой энергии недостаточно для реализации пластической деформации. Очаги зарождения трещины появляются вблизи грубых включений. Протяженность трещин увеличивается по мере нарастания локального напряжения на границе между зернами. Образование тонкодисперсных частиц метастабильных фаз в результате частичного распада твердого раствора приводит к формированию структуры, содержащей промежуточные соединения, которые отличаются по кристаллографическому строению от твердого раствора и равновесных фаз. Их объемная доля в структуре зависит от скорости охлаждения нагретого металла. На поверхности излома сплава В96бц наблюдается как отрыв включения вдоль границы с матрицей, так и расслоение первичных включений, содержащих модификаторы — цирконий и скандий. Неодинаковые размеры микропустот, образовавшихся при растрескивании грубых включений, указывают на поэтапное развитие разрушения исследуемых сплавов в процессе пластической деформации матрицы до того момента, пока длина микротрещин не достигнет критического размера. Локальное напряжение, вызывающее зарождение микротрещин на границе между зернами, зависит от размеров легкоплавкой эвтектики в межзеренном промежутке и способности матрицы деформироваться рядом с включением под влиянием термического цикла сварки.

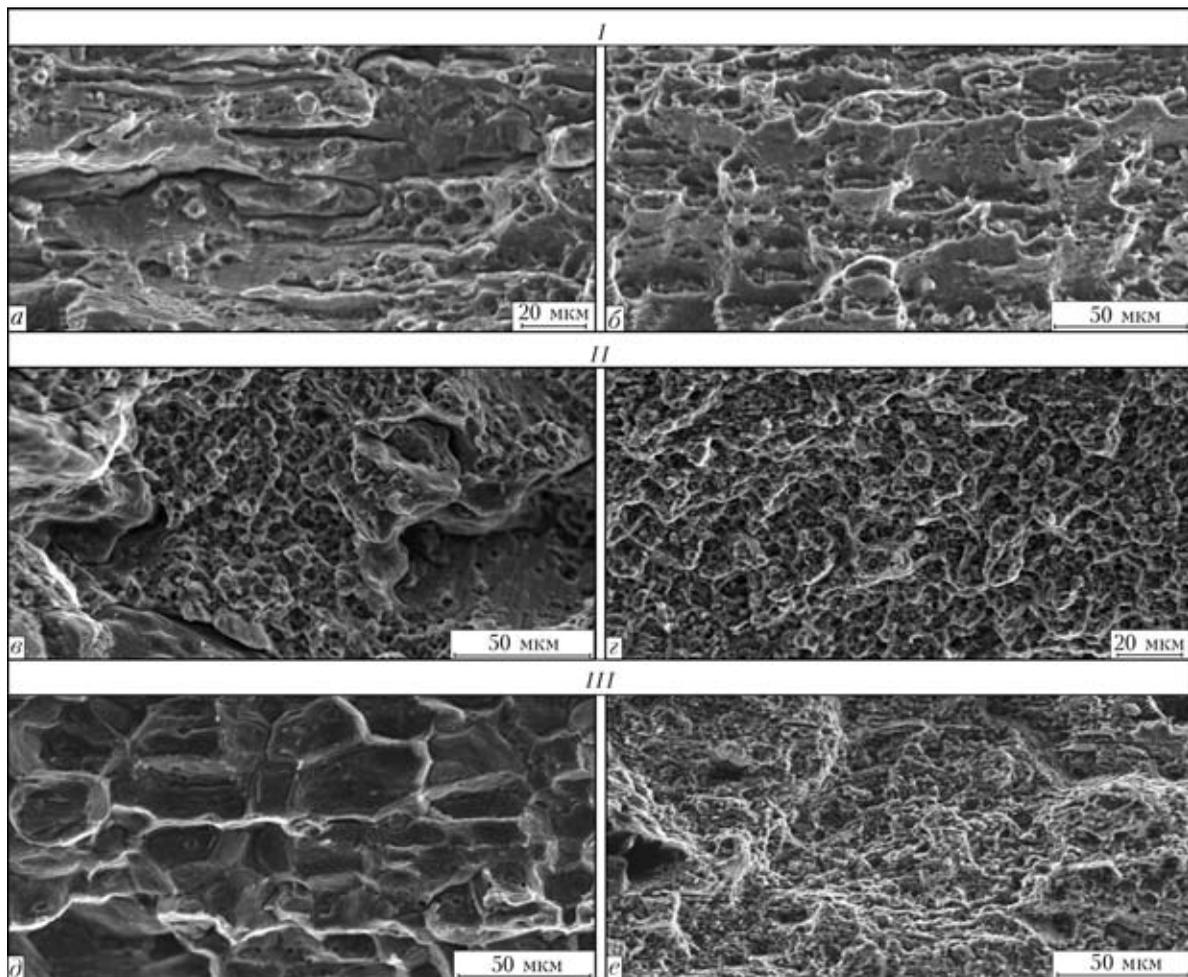


Рис. 5. Фрактограммы участков излома образцов В96 (а, в, д) и В96с (б, з, е), полученные при перегреве (I), после отжига (II) и отпуска (III)

Иная картина излома у образцов сплава В96. Он характеризуется меньшими значениями пластичности ($\lambda_p = 53\%$), что можно объяснить переменной растворимостью фаз вследствие отсутствия в сплаве добавок скандия (рис. 5, а, в, д). Протяженность зоны пластической деформации изменяется в пределах от 1 до 3 мм. В состоянии перегрева металла эта зона выражена нечетко, что может быть обусловлено наличием касательных напряжений при разрушении. Границы зерен на участке излома не проявляются, но заметны микротрещины, имеющие одинаковое направление и перпендикулярные поверхности излома. Значения напряжения, которое необходимо затратить в процессе зарождения первичных микротрещин в сплаве В96с, значительно меньше после сварочного нагрева по сравнению с исходным состоянием основного металла.

На изломах образцов сплава В96, нагретых до 460°C , имеет место поверхность разрушения, аналогичная сплаву В96с. Относительный показатель пластичности сохраняет свои значения только после СНЭ. Образование дисперсных выделений, меньший разброс в их размерах, а также уменьшение содержания продуктов распада твер-

дого раствора по границам и в объеме зерен при ЭЛС способствуют увеличению в 1,5 раза пластичности сплава В96 по сравнению со скоростью охлаждения при СНЭ. После закалки и охлаждения в воде зона пластической деформации составляет 1 мм, а после охлаждения на воздухе — 2 мм. В состоянии отжига и отпуска пластическая деформация протекает медленно (0,8...1,5 мм). Однако при полном разрушении таких образцов по механизму среза образуется косой излом. Причиной может быть разупрочнение зерен и одновременное охрупчивание легкоплавкой составляющей в межзеренном пространстве под термическим воздействием. На это указывает характерное расположение трещин вдоль границ зерен, где в процессе сварочного нагрева образуются легкоплавкие эвтектики, наличие которых снижает показатель пластичности (см. рис. 3). На изломах образцов основного металла в исходном состоянии и после старения отмечается незначительное (до 2 мм) увеличение зоны пластической деформации. Разрушение образцов происходит по механизму нормального отрыва с образованием прямого излома.



Выводы

1. Существует зависимость между характером зарождения трещин в ЗТВ при разрушении в условиях внецентренного растяжения высокопрочных сложнoleгированных алюминиевых сплавов В96 и В96цс и степенью термического воздействия при СНЭ и СЭЛ.

2. Добавка скандия (0,2...0,4 мас. %) в сплав В96 позволяет сохранить пластические свойства металла ЗТВ благодаря образованию мелких интерметаллидных выделений упрочняющих частиц, которые тормозят охрупчивание эвтектической прослойки в условиях отжига при $T = 360$ °С и коагуляцию неметаллических включений.

3. Микротрещины зарождаются на грубых включениях по мере нарастания локального напряжения на границе между зернами. При этом на поверхности излома исследуемых сплавов имеет место отрыв включений вдоль границы с матрицей, а у сплава В96цс — расслоение первичных включений, содержащих модификаторы — цирконий и скандий. Неодинаковые размеры микропустот, образовавшихся при растрескивании грубых фазовых включений, свидетельствуют о поэтапном характере их разрушения в процессе пластического деформирования матрицы до того момента, пока длина микротрещин не достигнет критического размера. Локальное напряжение, которое вызывает зарождение микротрещин на границе между зернами, зависит от размеров легкоплавкой эвтектики в межзеренном пространстве и способности матрицы деформироваться рядом с включением под влиянием термического цикла сварки.

1. *Сварка в самолетостроении* / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: МИИВЦ, 1998. — 695 с.

The influence of thermal impact in non-consumable electrode and electron beam welding on the features of cracking in different sections of the HAZ of high-strength complex-alloyed aluminium alloys V96 and V96tss at off-center tension has been analyzed. It is shown that the used temperature-time parameters of the welding mode, while changing the volume fraction of particles contained in the alloy, their dimensions, shape and morphology of inclusion location on the boundary between the grains have an essential influence from the local stressed state in the HAZ metal and predetermine the associated mechanism of fracture site initiation.

2. *Ищенко А. Я., Лабур Т. М.* Свариваемые алюминиевые сплавы со скандием. — Киев: МИИВЦ, 1999. — 114 с.
 3. *Влияние* структурных превращений при сварке алюминиевого сплава В96 на параметры сопротивления разрушению / Т. М. Лабур, А. Я. Ищенко, Т. Г. Таранова и др. // *Автомат. сварка.* — 2006. — № 11. — С. 22–26.
 4. *Характер* разрушения сплава В96 в зависимости от условий нагрева при сварке / Т. М. Лабур, А. Я. Ищенко, Т. Г. Таранова и др. // Там же. — 2007. — № 2. — С. 12–17.
 5. *Влияние* теплофизических условий сварки на сопротивление разрушению металла околошовной зоны в соединениях алюминиевого сплава В96цс / Т. М. Лабур, А. Я. Ищенко, Т. Г. Таранова и др. // Там же. — 2007. — № 4. — С. 28–33.
 6. *Сравнительный анализ* эффективности частиц Al_3Sc Al_3Zr в сплавах Al–Mg / А. Л. Березина, Т. А. Монастырская, Е. Чех, К. В. Чуистов // *Металлофиз. и новейшие технологии.* — 1997. — 19, № 9. — С. 22–31.
 7. *Елагин В. И., Захаров В. В., Ростова Т. Д.* Влияние скандия на структуру и свойства сплава Al–5,5 % Zr–2,0 % Mg // *Металловедение и терм. обработка мет.* — 1994. — № 7. — С. 25–27.
 8. *Fujikawa S.* Scandium in pure aluminum and aluminum alloys — its behavior and addition effects // *J. of Japan Institute of Light Metals.* — 1999. — 49, № 3. — P. 361–365.
 9. *Давиденков Н. Н.* Механические свойства материалов и методы измерения деформаций: В 2 т. — Киев: Наук. думка, 1981. — Т. 2. — 453 с.
 10. *Пластичность и разрушение* / Под ред. В. Л. Колмогорова. — М.: Металлургия, 1977. — 336 с.
 11. *Клевцов Г. В.* Кинетика образования зон пластической деформации у вершины трещины при разрушении конструкционных материалов в условиях плосконапряженного состояния и плоской деформации // *Пробл. прочности.* — 1993. — № 4. — С. 57–63.
 12. *Гордеева Т. А., Жегина И. П.* Анализ изломов при оценке надежности материалов. — М.: Машиностроение, 1978. — 199 с.
 13. *Фрактография и вязкость* разрушения алюминиевых и титановых сплавов / В. С. Иванова, В. Г. Кудряшов, Ю. К. Штовба и др. // *Технология легких сплавов.* — 1974. — № 3. — С. 65–70.
 14. *Фрактография и атлас* фрактограмм: Справ. / Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1982. — 489 с.

Поступила в редакцию 15.09.2008,
в окончательном варианте 24.10.2008