



## ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ СВАРКИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ В СОЕДИНЕНИЯХ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В96цс

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,  
А. А. ЧАЙКА, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние объемного содержания, морфологии и химического состава частиц, содержащих цирконий и скандий, на характеристики сопротивления разрушению металла зоны термического влияния высокопрочного сложнелегированного алюминиевого сплава В96цс при дуговой сварке плавлением и электронным лучом.

*Ключевые слова:* дуговая и электронно-лучевая сварка, алюминиевый сплав, сварочный нагрев, неплавящийся электрод, электронный луч, зона термического влияния, структура, объемная доля частиц, сопротивление разрушению

Сплав В96цс системы легирования Al–Zn–Mg–Cu является новой модификацией сплава В96 и характеризуется высокими значениями механических свойств [1–3]. Высокая удельная прочность, характерная для сплавов этой системы легирования, позволяет использовать их для обшивок и деталей силового набора планера (поясов лонжеронов). В основном это клепаные соединения конструктивных элементов, поскольку данные сплавы трудно свариваются.

Наличие в составе сплавов циркония и скандия повышает температуру рекристаллизации алюминия, ускоряет распад твердого раствора в процессе последующих термических операций с образованием тонкодисперсных частиц интерметаллидных фаз [4–6]. Они не только упрочняют сплав, но и препятствуют протеканию рекристаллизации в процессе сварочного нагрева. Такие неметаллические включения (НВ) располагаются вдоль границ и по объему зерен. В процессе сварки данные фазы коагулируются, что оказывает влияние на свойства сварных соединений [7].

Известно, что наличие грубых фаз, которые располагаются вдоль границ зерен, снижает пластичность, вязкость разрушения, сопротивление развитию трещин в условиях эксплуатации [8–11]. Они также являются очагами зарождения трещин при разрушении конструкционных материалов независимо от формы (пластинчатой, игольчатой и др.) частицы. Все это создает необходимость тщательного учета размеров и количества фаз в условиях сварочного нагрева, поскольку количество НВ является одним из важнейших показателей качества металлов и их сварных соединений, от ко-

торого зависят свойства и эксплуатационная надежность.

Для изучения структурных процессов, протекающих в металле при сварке, были выбраны термические условия двух способов соединения алюминиевых сплавов, широко используемых при изготовлении легких конструкций — дугой неплавящегося электрода (СНЭ) и электронным лучом (ЭЛС). Для моделирования условий охлаждения образцов при сварке (10...20 и 30...50 °С/с) использовали соответственно воздушную и водную среду [12].

Механические испытания образцов проводили при внецентренном растяжении, когда на металл одновременно действует одноосное растяжение и изгиб. Испытания моделировали работу типовых элементов конструкции и отвечали техническим требованиям ГОСТ 25.506. Эксперименты проводили с использованием универсальной машины РУ-5, что позволило, помимо изучения структуры металла ЗТВ сварного соединения, определить характеристики сопротивления разрушению отдельных его участков и по их результатам установить влияние характера распределения частиц, содержащих цирконий и скандий, их объемную долю на условия и параметры зарождения и распространения трещин. Измерения микротвердости исследуемых образцов выполняли от вершины надреза вдоль линии распространения магистральной трещины (табл. 1).

Количественную оценку объемной доли частиц в структуре исследуемого сплава В96цс проводили с помощью компьютерной программы ImagePro 30, которая позволяет выделять характерные элементы структуры на основании цветового контраста. Последующую математическую обработку осуществляли с помощью программы Statistica 5.0. По полученным результатам построены графические зависимости влияния объемной доли НВ



**Таблица 1.** Изменение объемной доли НВ, %, в сплаве В96с после термообработки с учетом расстояния от вершины надреза

Расстояние от вершины надреза, мм	Вид термообработки							
	Перегрев	Закалка (вода)	Закалка (воздух)	Отжиг (вода)	Отжиг (воздух)	Отпуск	Старение	Исходное состояние
0	2,19	1,12	3,96	3,84	6,77	1,70	1,37	1,49
3	2,42	1,72	5,45	4,84	3,56	2,37	2,35	1,03
6	2,12	1,22	3,62	3,94	3,59	2,68	2,84	1,32
9	1,94	2,35	2,94	4,64	5,04	3,10	2,32	2,19

на физико-механические свойства структур, характерных для различных участков металла в ЗТВ. Для структурного анализа частиц, выделяющихся при сварочном нагреве и охлаждении, а также особенностей рельефа излома использовали растровый электронный микроскоп JSM-840.

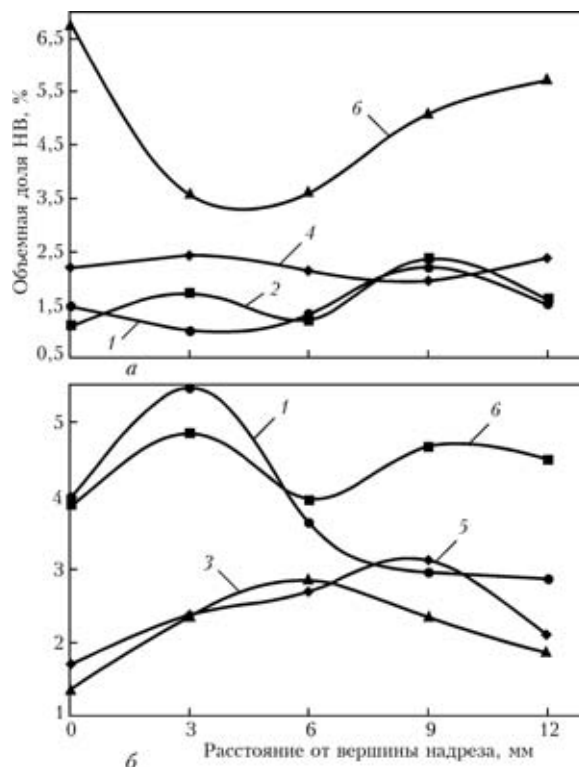
Анализ данных табл. 1 показывает, что распределение объемной доли НВ в образцах исследуемого сплава в условиях перегрева, имитирующего состояние металла в зоне сплавления, неравномерно зависит от расстояния от вершины надреза. Объемная доля НВ в состоянии перегрева (550 °С, 3 с) сплава В96с составляет 1,94...2,42 %, т. е. их разброс 20 %.

Нагрев сплава до состояния закалки (460 °С, 1 ч) с последующим охлаждением в воде увеличивает разброс до 30 %. Количество объемной доли НВ при этом несколько снижается и составляет 1,12...1,72 %. Охлаждение образца от температуры закалки на воздухе приводит к увеличению объемной доли НВ в 2 раза. Аналогичные явления наблюдаются в сплаве и при нагреве до состояния отжига (360 °С, 20 мин), однако объемная доля НВ выше в 2...2,5 раза по сравнению с состоянием металла после закалки. В состоянии отпуска и старения ее значение снижается 1,5...3 раза, достигая предельных значений соответственно 1,7...3,10 и 1,37...2,84 %. Таким образом, установленные закономерности изменения объемной доли НВ в сплаве В96с от температуры сварочного нагрева показывают, что по сравнению с исходным состоянием основного металла наибольшее количество фаз выделяется на участке околосварной зоны, в которой реализуются условия отжига.

Рассматривая характер изменения объемной доли НВ в зависимости от расстояния от вершины надреза для двух исследуемых способов сварки (рис. 1), можно заметить, что их выделения в металле более неоднородны в условиях отжига, который происходит в металле ЗТВ при СНЭ. Максимальные значения объемной доли НВ (6,77 %) наблюдались в структуре исследуемого сплава на участке образца вблизи надреза. Аналогичное их расположение установлено после закалочного нагрева. В условиях, моделирующих ЭЛС, распределение фаз в сплаве В96с более равномерно и

разброс не превышает 15 %. При этом в образце вблизи надреза отмечается меньшая объемная доля НВ — 4,1 %. При других состояниях металла (отпуск, старение) этот показатель изменяется в пределах 0,5...3 %. Участки с максимальным их содержанием могут быть потенциальными зонами снижения сопротивления зарождению и распространению трещин при статическом нагружении. Поскольку обычно шов располагается параллельно долевого направлению проката полуфабриката, то на первом этапе исследования была использована указанная выше методика.

Перераспределение растворенных атомов легирующих элементов и примесей, которое происходит в металле при термическом воздействии сварки, приводит к выделению частиц НВ как в объеме зерен, так и по их границам [7]. Характер протекания процесса зависит от температуры на-



**Рис. 1.** Изменение объемной доли НВ в сплаве В96с при СНЭ (а) и ЭЛС (б) с учетом расстояния от вершины надреза: 1 — перегрев; 2, 3 — закалка с охлаждением соответственно на воздухе и в воде; 4, 5 — отжиг с охлаждением соответственно на воздухе и в воде; 6 — отпуск

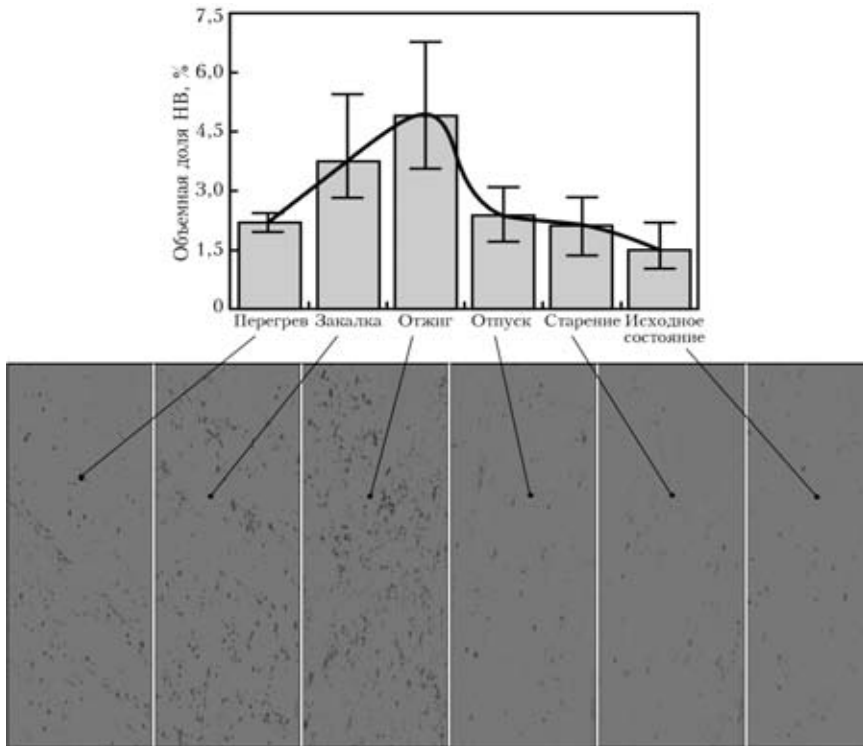


Рис. 2. Влияние термических условий, протекающих при СНЭ сплава В96бс, на объемную долю Nb и характер их выделения вдоль направления проката

грева и скорости охлаждения. В условиях закалки, когда, кроме выделения частиц, параллельно происходит их растворение, отмечается образование меньшей объемной доли Nb (от 3 до 6 %), особенно в случае высокой скорости охлаждения, присущей ЭЛС. В условиях отжига, когда частицы Nb не только выделяются, но и коагулируются, скорость охлаждения металла оказывает влияние только на разброс их объемной доли.

Сопоставив полученные уровни объемной доли Nb, выделяющихся при сварочном нагреве и охлаждении (рис. 2), установлена ее зависимость от скорости охлаждения. Высокая скорость охлаждения (30...50 °C/c) сплава В96бс, сопровождающая ЭЛС, приводит к образованию небольшой объемной доли выделяющихся фаз после закалки и отжига. При охлаждении образцов в воде до температуры закалки объемная доля Nb неоднородна и изменяется в пределах 1,12...2,2 % (см. табл. 1). В условиях воздушного охлаждения ее значение возрастает в 4 раза (рис. 3). При этом повышается как минимальный уровень объемной доли Nb (2,85), так и максимальный (5,45 %). Нагрев образцов исследуемого сплава В96бс до температуры отжига приводит к изменению

наблюдаемых зависимостей. Нижние пределы значения объемной доли Nb совпадают и составляют 4 %, а максимальные определяются скоростью охлаждения. При ее увеличении продолжительность процесса распада твердого раствора сокращается, что способствует снижению в 1,5 раза объемной доли Nb в исследуемом сплаве.

Как видно из данных, представленных на рис. 2, 3, продолжительность термического цикла сварки оказывает влияние не только на объемную

долю Nb, но и на характер распределения частиц. Более высокая скорость охлаждения при ЭЛС обеспечивает дисперсность и однородность выделения частиц. Тем не менее нельзя не заметить и некоторое подобие характера изменения кривых распределения Nb в структуре металла ЗТВ. В обоих случаях участок сварного соединения, нагретый до состояния отжига, может быть потенциальным местом снижения уровня вязкости и пластичности по сравнению с другими участками ЗТВ. Наибольшая объемная доля (6,77 %) выделившихся частиц наблюдается на участке отжига ( $T = 360\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 20 мин) при СНЭ. В условиях, моделирующих нагрев металла

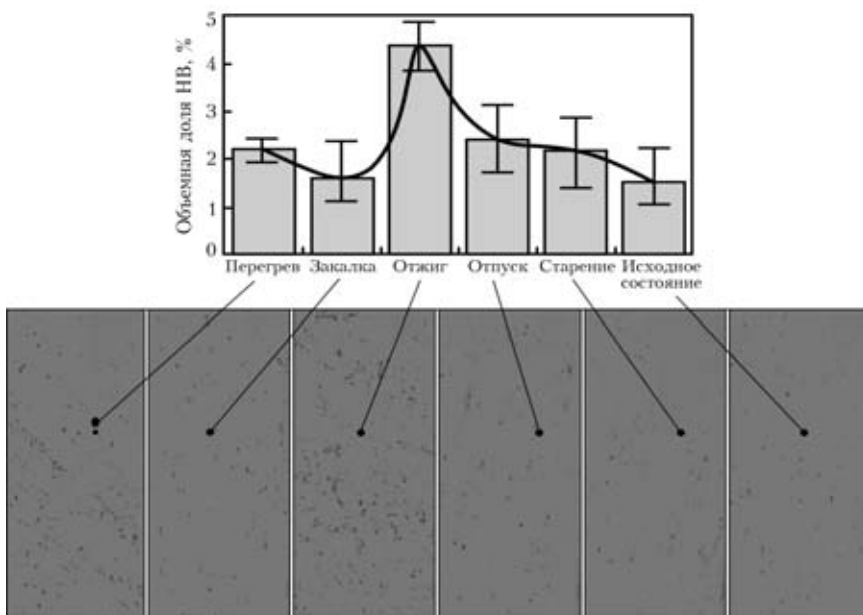


Рис. 3. Влияние термических условий, протекающих при ЭЛС сплава В96бс, на объемную долю Nb и характер их выделения вдоль направления проката

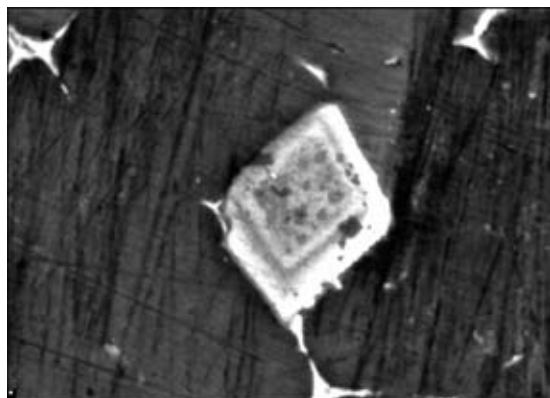


Рис. 4. Nb в сплаве В96бс, обогащенные цирконием и скандием (X3000)

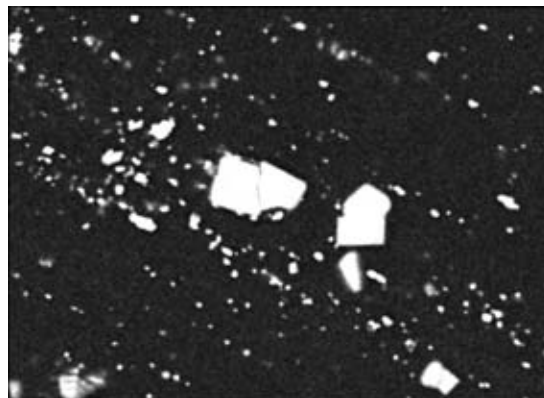


Рис. 5. Nb в сплаве В96бс, обогащенные медью, цинком и магнием (X1000)

при ЭЛС, объемная доля частиц вдвое меньше и составляет примерно 5 %. По сравнению с исходным состоянием сплава (1,5 %) полученные значения количества Nb в 4,5 и 2,5 раз выше.

При исследовании морфологии расположения частиц установлено, что под действием сварочного нагрева в сплаве имеют место выделения двух типов. Используемая в работе компьютерная методика определения объемной доли Nb, содержащихся в образцах, не позволила их идентифицировать, что связано с недостаточным разрешением программы ImagePro по цветовому контрасту. Тем не менее при исследовании изломов разрушенных при внецентренном растяжении образцов обнаружены также два типа Nb. К первому можно отнести Nb, имеющие правильную геометрическую форму и комплексное строение (рис. 4). В структуре они расположены неравномерно. Размер включений составляет 10...20 мкм. На первом этапе пластической деформации в условиях внецентренного растяжения они расслаиваются, образуя тем самым микротрещины. Последующая деформация металла приводит к подрастанию трещины и обуславливает ее выход на границу между зернами. Изучив химический состав отдельных расслоений частиц, установлено, что они содержат циркония и скандия соответственно 24...27 и 15...17 %. Их микротвердость значительно выше, чем матрицы, содержание циркония и скандия в которой составляет соответственно лишь 0,2 и 0,5 %. Ко второму типу фазовых включений можно отнести частицы, имеющие более округлую форму и на порядок меньшие размеры (рис. 5). Содержание основных легирующих элементов в них следующее, %: 26...28 Cu, 38...40 Zn, 11...14 Mg. Средняя протяженность таких частиц составляет 3...5 мкм, ширина 2...3 мкм. Располагаются они в виде скоплений преимущественно вдоль границ зерен, ориентированных в направлении проката.

Для понимания особенностей выделения частиц в металле ЗТВ под действием сварочного нагрева на втором этапе исследования дополнительно

изучены образцы, вырезанные в поперечном сечении относительно направления проката. Согласно полученным результатам характер распределения частиц, выделяющихся в металле в процессе нагрева, зависит от ориентации образца относительно направления проката (продольное или поперечное направление). При ЭЛС наибольшее значение выделений наблюдается в образце, который в состоянии перегрева имитирует зону сплавления шва с основным металлом (рис. 6). Затем кривая изменения объемной доли Nb резко снижается до 1,3 %, что обусловлено образованием при температуре нагрева ниже 500 °С комплексных соединений, содержащих добавки циркония и скандия. В других исследуемых участках околошовной зоны объемная доля Nb монотонно снижается,

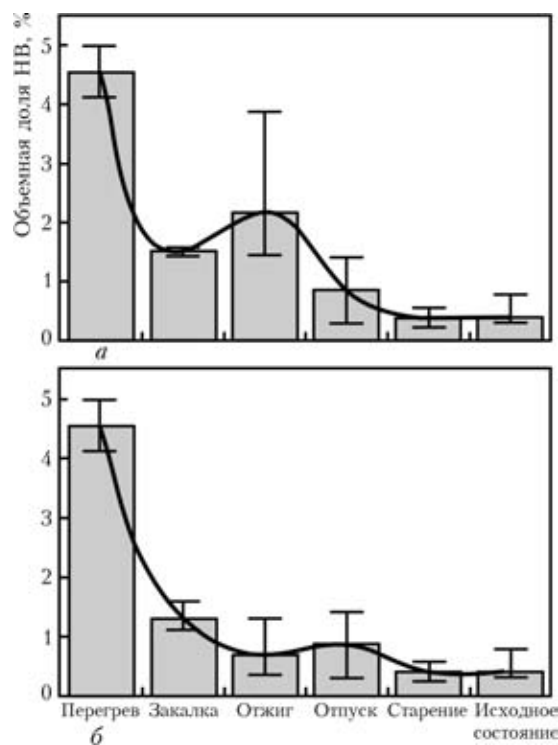


Рис. 6. Влияние термических условий, протекающих при СНЭ сплава В96бс (а) и ЭЛС (б), на объемную долю фаз и особенности их выделения поперек направления проката

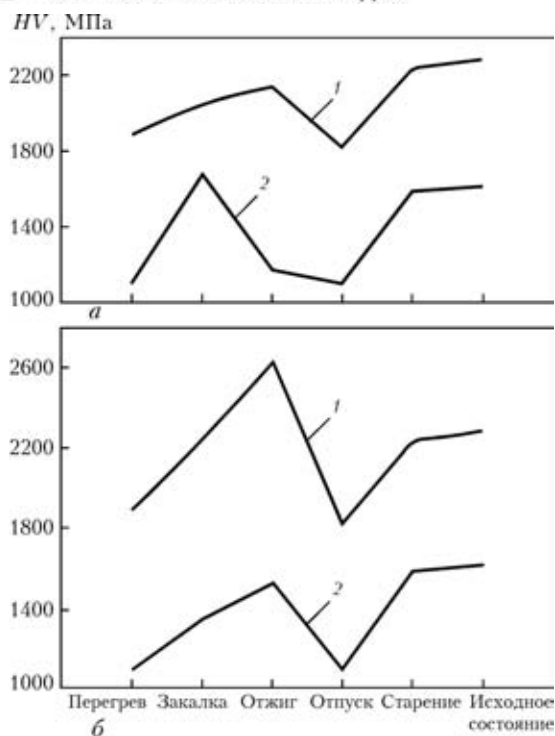


Рис. 7. Характер изменения микротвердости частиц, обогащенных цирконием и скандием (1), и матрицы (2) в зависимости от температурных условий ЗТВ при СНЭ (а) и ЭЛС (б)

что связано с продолжительностью термического цикла сварки (нагрева и охлаждения).

В условиях СНЭ при выделении частиц в исследуемых образцах наблюдается два максимума изменения закономерностей. Первый — состояние перегрева, второй — отжига. Наличие второго максимума, который ниже на 2,17 %, чем первый, можно объяснить гетерогенным зарождением и ростом частиц избыточных фаз в условиях отжига. Рассматривая микроструктуру выделений при отжиге, отчетливо виден результат их коагуляции по сравнению с состоянием перегрева и закалки, что, возможно, способствует увеличению объемной доли фаз. По сравнению с условиями ЭЛС при СНЭ создаются предпосылки для охрупчивания межзеренного промежутка, что влияет на зарождение трещины на этом участке сварного соединения.

Сравнив характер распределения выделяющихся при сварочном нагреве частиц в околошовной зоне, обнаружены отличия их форм и размеров. В долевом направлении они вытянуты вдоль проката, в поперечном сечении имеют более округлую форму, неоднородны и имеют комплексный состав. Согласно данным, полученным методом цветового контраста, который отображает различие фаз по химическому составу, можно выделить пять типов НВ. Их размер после нагрева по режиму СНЭ составляет от 2,5 до 7,8 мкм, что в 1,5...2 раза больше, чем при использовании ЭЛС (1,7...4,9 мкм). Пять видов включений наблюдается в основном металле, а также на участке

Таблица 2. Характеристики вязкости разрушения соединений сплава В96с в различных участках околошовной зоны в зависимости от условий сварочного нагрева

Условия нагрева	$\sigma_p$ , МПа	$K_{IC}$ , МПа $\sqrt{м}$	$J_{IC}$ , Дж/см $^2$	УРРТ $_2$ , Дж/см $^2$
Перегрев (ЗС) 550 °С, 3 с	389	46,81	4,8	10,0
Закалка 460 °С, 1 ч	456/397	32,02/24,19	3,5/1,9	4,8/6,6
Отжиг 360 °С, 20 мин	389/152	46,81/18,1	3,8/1,1	10,0/3,4
Отпуск 360 °С, 3 мин	371	32,02	3,24	6,6
Старение 140 °С, 7 ч	211	17,69	1,1	3,3
Основной металл	245	17,23	1,1	3,2

Примечание. В числителе приведены результаты испытаний после нагрева и охлаждения в воде, моделирующие условия ЭЛС, в знаменателе — условия СНЭ.

околошовной зоны, где происходит старение. На других участках термического влияния отмечается три или четыре типа НВ. Такие отличия в разновидностях выделившихся при нагреве частиц обусловлены температурно-временными параметрами теплофизических условий сварки.

Как видно из рис. 7, микротвердость включений, содержащих цирконий и скандий, в 1,5 раза выше, чем матрицы, что может быть свидетельством их большей хрупкости. При испытаниях в условиях растяжения именно эти частицы являются очагами зарождения микротрещин. Установлена зависимость уровня микротвердости матрицы и исследуемых частиц в зависимости от состояния структуры, присущей отдельным участкам металла ЗТВ. Наименьшие значения микротвердости матрицы сплава В96с наблюдаются в состоянии перегрева, который моделирует линию сплавления шва с основным металлом.

Второй зоной снижения микротвердости является участок соединения, при котором сплав в условиях сварки находится в состоянии отпуска ( $T = 360$  °С, 3 мин). Очевидно, этому способствует специфический характер фазовых превращений вследствие малой продолжительности воздействия температуры сварочного цикла на металл. Обнаруженные зоны резкого снижения уровня прочности сплава В96с вследствие нагрева выступают потенциальными участками ограничения сопротивления металла действию внешней нагрузки, что может в условиях эксплуатации обусловить процесс зарождения трещин. Согласно данным показателей вязкости разрушения, представленным табл. 2, они снижаются с увеличением объемной доли частиц при сварочном нагреве. Ограничивающая способность сплава В96с пластически деформироваться, грубые выделения, располо-



женные вдоль границ зерен, облегчают зарождение и распространение трещины, на что указывает резкое снижение уровня показателей вязкости разрушения.

Как видно из табл. 2, практически все показатели сопротивления разрушению зависят от теплофизических условий нагрева и охлаждения. Наибольшее влияние скорость охлаждения при сварке оказывает на энергию зарождения трещины  $J_C$ , которая уменьшается при охлаждении в воде на 15 %, а на воздухе — более чем в 2...3 раза. При этом также снижается удельная работа распространения трещины (УРРТ).

Подобная закономерность отмечается и у критического коэффициента интенсивности напряжения  $K_C$ , особенно после нагрева до температуры отжига. Значение  $K_C$  в этом случае уменьшается более чем в 3 раза. Изменения структуры, происходящие при искусственном старении сплава В96с, обеспечивают прирост значений  $\sigma_p$  на 20 %, однако другие показатели вязкости разрушения ( $K_C$ ,  $J_C$ , УРРТ) при этом характеризуются более низкими значениями — 17,69 МПа $\sqrt{м}$ , 1,1 и 3,1 Дж/см<sup>2</sup> соответственно.

Таким образом, изменение уровня показателей зарождения и распространения трещин при разрушении сплава В96с в околосварочной зоне зависит от теплофизических условий, сопровождающих сварочный процесс. Увеличение объемной доли частиц, структурные и фазовые изменения, происходящие вследствие термического цикла сварки, вызывают неоднородное напряжен-

ное состояние в сплаве и связанный с ним механизм разрушения соединений, что свидетельствует об определяющей роли объемной доли частиц, в том числе и с модификаторами (цирконием и скандием) на характер зарождения трещин при разрушении сплава В96с и его сварных соединений.

1. Фридляндер И. Н. Аллюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. // *Технология легких сплавов*. — 2002. — № 4. — С. 12–17.
2. Фридляндер И. Н., Белецкий В. М., Кривов Г. А. Аллюминиевые сплавы в авиационных конструкциях // *Технологические системы*. — 2000. — № 1. — С. 5–17.
3. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства аллюминиевых сплавов. — М.: *Металлургия*, 1979. — 639 с.
4. Ищенко А. Я., Лабур Т. М. Свариваемые аллюминиевые сплавы со скандием. — Киев: МИИВЦ, 1999. — 114 с.
5. Рабкин Д. М. *Металлургия сварки плавлением аллюминия и его сплавов*. — Киев: *Наук. думка*, 1986. — 256 с.
6. Фудзивара Т. Технологии соединения легких металлов в авиационной и космической технике // *Кэйкиндзоку эсэцу*. — 2001. — 39, № 3. — С. 1–11.
7. Ищенко А. Я., Склабинская И. Е. Особенности превращений в зоне термического влияния при сварке некоторых высокопрочных аллюминиевых сплавов // *Автомат. сварка*. — 1979. — № 5. — С. 26–29.
8. Брок Д. *Основы механики разрушения* / Пер. с англ. — М.: *Вышш. шк.*, 1980. — 368 с.
9. Владимиров В. И. *Физическая природа разрушения металлов*. — М.: *Металлургия*, 1984. — 280 с.
10. Ботвина Л. Р. *Кинетика разрушения конструкционных материалов*. — М.: *Наука*, 1989. — 230 с.
11. Кишкина С. И. *Сопротивление разрушению аллюминиевых сплавов*. — М.: *Металлургия*, 1981. — 280 с.
12. *Влияние структурных превращений при сварке аллюминиевого сплава В96 на параметры сопротивления разрушению* / Т. М. Лабур, Т. Г. Таранова, В. А. Костин и др. // *Автомат. сварка*. — 2006. — № 11. — С. 22–26.

Considered is the influence of volume fraction, morphology and composition of particles contained in zirconium and scandium on fracture resistance characteristics of the HAZ metal of a high-strength complex-alloyed aluminium alloy V96tss in fusion arc and electron beam welding

Поступила в редакцию 01.02.2006



## 4-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО СВАРОЧНЫМ МАТЕРИАЛАМ

### Разработка, технология, производство, качество

18–21 июля 2007 г.

пос. Агой Тихорецкий р-н  
Краснодарский край

#### Организаторы:

Ассоциация «Электрод» предприятий СНГ

Научно-производственный центр «Сварочные материалы»

#### При поддержке:

Межгосударственного научного совета по сварке и родственным технологиям  
Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
Российского научно-технического сварочного общества  
Общества сварщиков Украины

Контактный тел./факс: (38044) 287-72-35