



УДК 621.791:669.71

# ОСОБЕННОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН В УСЛОВИЯХ ВНЕЦЕНТРЕННОГО РАСТЯЖЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1441

**Т. М. ЛАБУР**, канд. 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)

Установлены особенности зарождения и распространения трещин при разрушении металла в ЗТВ сварных соединений алюминий-литиевого сплава 1441 в зависимости от теплофизических условий сварки и объемной доли выделяющихся фаз. Показано, что появление очагов разрушения связано с увеличением объемной доли фаз в структуре в виде грубых образований. Установлено, что скорость охлаждения металла при сварке плавлением влияет на показатель энергии зарождения трещины в сплаве.

*Ключевые слова:* сварка плавлением, алюминий-литиевый сплав, теплофизические условия, зона термического влияния, образец-имитатор, механика разрушения, внецентренное растяжение, фраттография

Изменение структуры металла под воздействием термического цикла сварки оказывает влияние на свойства сварных соединений и характеристики разрушения [1–5]. При этом механизм разрушения значительно отличается от процессов, происходящих в основном металле. Многие факторы, вызывающие образование и рост микротрещин в структуре конструкционных материалов, учитываются теоретическими моделями разрушения, отражающими взаимосвязь макроскопических характеристик разрушения с параметрами микроструктуры [6–15].

Исследователи отмечают [16–29] у алюминий-литиевых сплавов преобладание вязкого характера разрушения, механизм которого связан с формированием ямок (пустот) и последующим их слиянием в процессе реализации пластической деформации. Размер ямок определяется диаметром зерна и расстоянием между неметаллическими включениями (НВ). Однако зачастую на изломах высокопрочных алюминий-литиевых сплавов обнаруживают смешанное распределение мелких и крупных ямок [22–27]. Применительно к структурам сварных соединений высокопрочных алюминий-литиевых сплавов подобных исследований недостаточно, что, возможно, связано с наличием в сварном соединении структурных зон, отличающихся между собой объемной долей фаз, их формой и размерами (рис. 1).

Для металла шва характерна литая структура. В зоне сплавления (ЗС) в условиях кратковременного нагрева до температур, превышающих ликвидус, происходит частичное оплавление основного металла и образуется небольшое количество вытянутых и компактных частиц. Вблизи ЗС находится область закалки, где при нагреве зафиксировано растворение легирующих элементов. Распад

твердого раствора и образование структурных фаз на этом участке сварного соединения зависят от источника нагрева и температурно-временных параметров сварки [8].

Вблизи зоны закалки находится участок, где образуются вытянутые и сферические частицы различных фаз, возникшие при нагреве до температуры отжига. Затем идет зона дополнительного старения, где вследствие фазовых превращений, обусловленных неустойчивым состоянием твердого раствора, дополнительно выделяются фазы, обеспечивающие упрочнение сплава. Повышение погонной энергии при сварке плавлением способствует увеличению протяженности зоны термического влияния (ЗТВ) от 4 до 12 мм. Количество упрочняющих фаз в объеме зерна при этом сокращается, а в межзеренном промежутке при увеличении его ширины количество эвтектических фаз возрастает. Они представляют собой сложное соединение, состоящее, как правило, из двойных и тройных компонентов легирования.

Пристальное внимание исследователей к таким фазам в структуре сварных соединений обуслов-

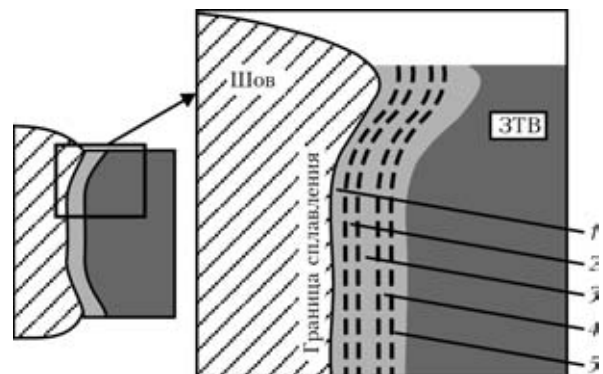


Рис. 1. Схема сварного соединения с различными структурными зонами, образующимися при сварке плавлением алюминий-литиевого сплава: 1 – перегрев; 2 – закалка; 3 – отжиг; 4 – отпуск; 5 – старение

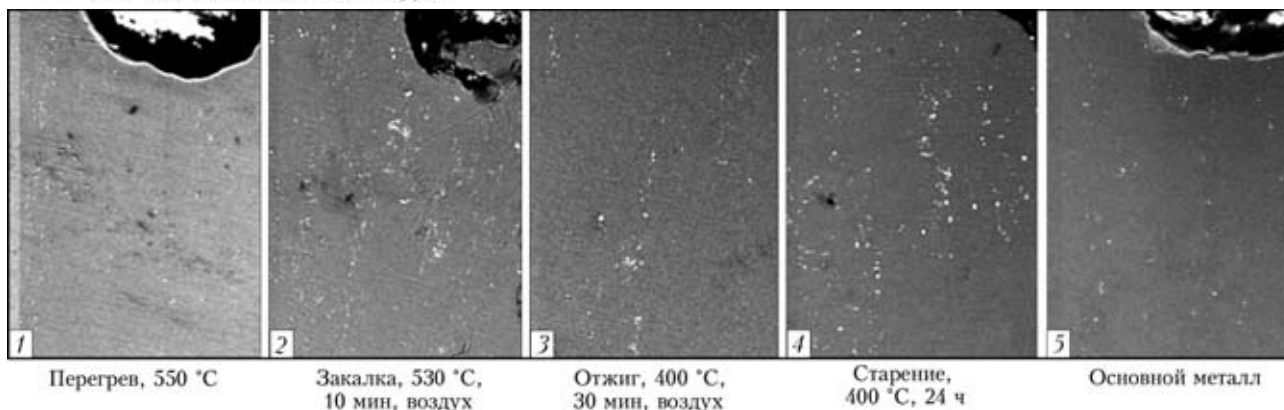


Рис. 2. Влияние условий нагрева, имитирующих ЗТВ при СНЭ, на усредненную объемную долю НВ ( $\times 200$ ), %: 1 – 0,42; 2 – 0,60; 3 – 0,40; 4 – 0,80; 5 – 0,25

лено тем, что в ряде работ [7–15] сообщается об иницировании ими хрупкого разрушения путем зарождения микротрещин и последующей коалесценции при их распространении в процессе разрушения, особенно если они располагаются по границам зерен. Существенную роль в зарождении разрушения играют НВ, попадающие в сплав при изготовлении полуфабриката. Особенно это касается алюминиево-литиевых сплавов, например типа 1441, содержащих 1,9 мас. % Li, 1,7 мас. % Cu, 0,9 мас. % Mg, 0,1 мас. % Sc и включения упрочняющих фаз многокомпонентного состава, расположенных параллельно направлению прокатки [1–3, 10–15]. Данные о количественных параметрах структурных составляющих, наличие которых является одним из основных факторов зарождения трещины, отсутствуют.

Для выявления роли структурных составляющих, изменяющихся в условиях технологических нагревов, на процессы образования трещин при разрушении сварных соединений необходим новый методологический подход. Использование количественных и качественных характеристик, полученных методом растровой микроскопии, совместно с показателями механики разрушения позволит интерпретировать свойства металла отдельных зон сварных соединений и тем самым получить данные о природе и отдельных аспектах разрушения.

Представляется целесообразным исследовать также закономерности формирования структуры в зоне нагрева при различных способах сварки с разной погонной энергией, а также определить влияние структурной и физической неоднородности на зарождение трещин и характер их распространения путем моделирования на образцах-имитаторах термического цикла сварки.

Режимы нагрева таких образцов выбирали исходя из термокинетической диаграммы превращения исследуемых сплавов при аргодуговой сварке неплавящимся электродом (СНЭ) и электронно-лучевой сварке (ЭЛС), широко используемых при изготовлении легких конструкций из алюминиевых сплавов [1–10].

Образцы испытывали в условиях внецентренного растяжения, что позволило, помимо изучения структуры металла ЗТВ сварного соединения, определить характеристики сопротивления разрушению отдельных его участков и установить влияние

характера распределения грубых частиц и их объемной доли на условия и параметры зарождения и распространения трещин.

Для количественного определения объемной доли НВ в структуре высокопрочного сложнолегированного алюминиевого сплава 1441 использовали компьютерную программу Image Pro30, позволяющую выделять характерные элементы структуры на основании цветового контраста с последующей математической обработкой. В сочетании с программой Statistica 5.0 она дает возможность обрабатывать полученные результаты по одному из статистических подходов и на их основе строить графические зависимости влияния объемной доли НВ на физико-механические свойства металла различных участков ЗТВ.

Полученные результаты показали, что перегрев сплава 1441, происходящий при сварке в ЗС (рис. 2), приводит к повышению объемной доли НВ в среднем до 0,422 %, увеличению количества вытянутых частиц, а также к оплавлению зерен основного металла. Указанное явление хорошо согласуется с данными работы [1]. Объемная доля НВ в этом участке сварного соединения в 1,5... 2,5 раза выше, чем аналогичный показатель металла в исходном состоянии (0,28 об. %). Разброс значений составляет около 100 %, что может быть связано со значительной гетерогенностью сплава, возникшей вследствие незавершенности процесса рекристаллизации, протекающей при 550 °С в течение 3 с.

При нагреве образцов до температуры закалки (530 °С) с выдержкой 10 мин и последующим охлаждением в воде происходит растворение легирующих элементов и выделение частиц фаз в объеме зерен и на границе между ними, что вызывает увеличение объемной доли НВ на 0,18... 0,42 %. В условиях охлаждения на воздухе, происходящего при СНЭ, прирост упрочняющих фаз увеличивается в 2 раза по сравнению с охлаждением в воде, моделирующим условия ЭЛС. Разброс объемной доли упрочняющих фаз в металле сокращается в 3 раза, что, возможно, связано с температурно-временными условиями, сопровождающимися быстрым охлаждением и неполным перераспределением легирующих элементов и примесей при образовании соответствующих фаз.

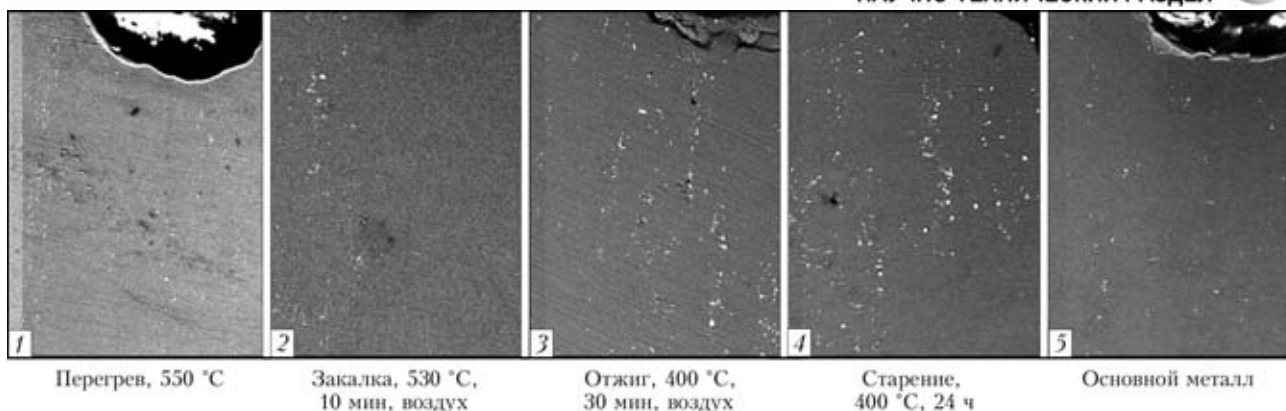


Рис. 3. Влияние условий нагрева, имитирующих ЗТВ при ЭЛС, на усредненную объемную долю НВ (X200), %: 1 – 0,42; 2 – 0,54; 3 – 0,60; 4 – 0,80; 5 – 0,25

Аналогичное влияние условий нагрева на объемную долю указанных фаз зафиксировано при охлаждении сплава с температурой отжига 360 °C в течение 20 мин. Меньшая скорость охлаждения при ЭЛС хотя и вызывает интенсивное выделение избыточных фаз из пересыщенного твердого раствора, но сдерживает процесс образования грубых частиц. Объемная доля фаз при этом на 20 % меньше по сравнению со структурой сплава после охлаждения на воздухе (рис. 3).

Объемная доля НВ на участке ЗТВ, где металл в условиях термического цикла сварки претерпевает дополнительное старение, возрастает вдвое, что согласно данным работы [14] вызвано выделением тройных фаз  $T_B$  ( $Al_{15}Cu_8Li_2$ ),  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ),  $T_2$  ( $Al_6CuLi_3$ ), упрочняющих сплав 1441. Выделяется и S-фаза ( $Al_2CuMg$ ), аналогичная по своей природе фазе  $T_1$ , поэтому наблюдается наибольший эффект упрочнения. Объемная доля НВ при этом составляет 0,818 %. Выделение указанных фаз в процессе старения металла приводит к уменьшению содержания лития, меди и магния в твердом растворе. Разброс значений составляет до 100 %.

Как показали эксперименты (таблица), объемная доля НВ в исследуемом сплаве 1441 оказывает значительное влияние на характеристики сопротивления разрушению (номинальное разрушающее напряжение  $\sigma_p$ ; критический коэффициент интенсивности напряжений  $K_c$ ; энергию зарождения трещин  $J_c$ ; удельную работу распространения трещин (УРРТ)). Термические условия, возникающие при сварке плавлением, существенно влияют на характер зарождения и распространения трещин при разрушении. Процессы фазовых превращений и выделения НВ в межзеренное пространство приводят к формированию в каждой из исследуемых зон неодинаковых по объему, форме и размерам структурных составляющих.

Как видно из таблицы, показатели характеристик сопротивления хрупкому разрушению сплава 1441 в этой зоне изменяются в зависимости от условий нагрева и охлаждения. Объемная доля НВ, образующихся при этом, определяет не только уровень внутренних напряжений в металле, но и влияет на зарождение и рост трещины в металле. Следовательно, одним из возможных путей

улучшения характеристик вязкости разрушения без снижения прочностных свойств сварных соединений сплава 1441 может быть увеличение скорости сварки. Меньшее количество НВ при нагреве до 530 °C в течение 10 мин несколько (на 5...7 %) снижает уровень разрушающего напряжения при этом в 1,5...2,0 раза увеличиваются значения  $K_c$  и  $J_c$  по сравнению с металлом в исходном состоянии.

В условиях отжига, когда в металле происходят полный распад твердого раствора и коагуляция упрочняющих фаз, имеет место снижение уровня разрушающего напряжения (см. таблицу). Сплав в этом состоянии характеризуется наиболее низкой прочностью (263...268 МПа) при разрушении и удовлетворительной пластичностью ( $J_c = 8,9...9,1$  Дж/см<sup>2</sup> и УРРТ = 2,6...3,1 Дж/см<sup>2</sup>). Значения интенсивности напряжения  $K_c$  изменяются в пределах 14,6...16,8 МПа√м в зависимости от скорости охлаждения, влияющей на объемную долю НВ и характер распределения частиц вдоль границ зерен. Минимальный уровень интенсивности напряжений в сплаве 1441 зафиксирован в состоянии одноэтапного старения ( $K_c = 10,3$  МПа√м), что обусловлено образованием большей объемной доли НВ (см. рис. 2 и 3).

С помощью фрактографического анализа образцов сплава 1441, разрушенных в ходе испытания при внецентренном растяжении, установлено, что механизм зарождения и распространения трещин определяется не только химическим составом сплава, но и температурно-временными условиями термического цикла сварки. В зависимости от этого

Характеристики вязкости разрушения сплава 1441 в зависимости от условий нагрева (имитация ЗТВ сварных соединений)

Условия обработки сплава	$\sigma_p$ , МПа	$K_c$ , МПа√м	$J_c$ , Дж/см <sup>2</sup>	УРРТ, Дж/см <sup>2</sup>
Перегрев (ЗС) (550 °C, 3 с)	372	19,4	14,2	3,7
Закалка (460 °C, 10 мин)	394 / 372	21,6 / 19,4	17,0 / 7,2	4,8 / 3,7
Отжиг (360 °C, 20 мин)	268 / 263	16,8 / 14,6	9,1 / 8,9	3,1 / 2,6
Старение (150 °C, 24 ч)	441	10,3	8,9	1,6
Основной металл	453	10,3	10,1	1,6

Примечание. В числителе приведены результаты испытаний образцов после нагрева и охлаждения в воде, моделирующих термические условия ЭЛС, в знаменателе — после нагрева и охлаждения на воздухе, моделирующих термические условия СНЭ.

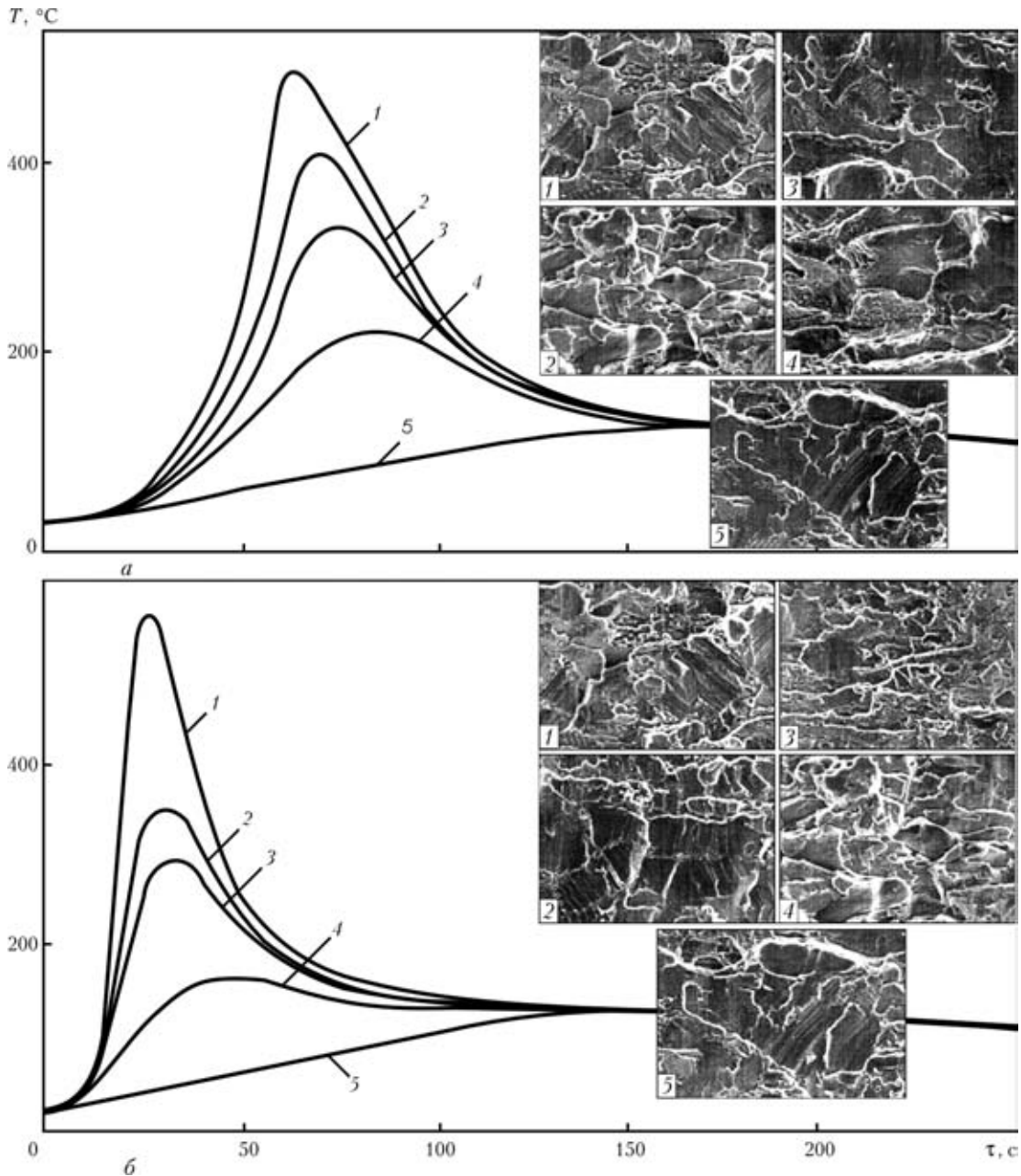


Рис. 4. Влияние моделируемых термических условий металла ЗТВ при СНЭ (а) и ЭЛС (б) на характер разрушения образцов из сплава 1441 ( $\times 500$ ) ( $\tau$  — время нагрева в зоне): 1 — перегрев; 2 — закалка; 3 — отжиг; 4 — старение; 5 — основной металл

в структуре металла на границе зерен могут появляться горячие трещины или грубые выделения фаз различной формы (протяженные, в виде эллипса, сферические). Неодинаковые размеры микропустот, образовавшихся при растрескивании грубых фазовых включений, свидетельствуют о поэтапном характере их разрушения в процессе деформирования матрицы, происходящем до того момента, пока длина фрагментов не достигнет критических размеров.

Поверхность разрушенного образца в состоянии перегрева характеризуется косым изломом, указывающим на разрушение по механизму реза под действием касательных напряжений, когда происходит образование вязких ямок (рис. 4, а, поз. 1). Их небольшие размеры и наличие участков скола, декорированных линиями скольжения, свиде-

тельствуют о локальном характере деформации, происходящей вдоль плоскостей скольжения в зерне с постепенным переходом на границу зерен.

В межзеренном промежутке обнаруживаются специфические пустоты, напоминающие «горячие трещины», образовавшиеся вследствие разрушения хрупкой эвтектики. Протяженность зоны пластической деформации, расположенной вблизи центра трещины и характеризующейся свойствами структурных составляющих, НВ, фаз, которые изменяются в зависимости от температурно-временных параметров сварки, составляет 1,83 мм. Эта зона содержит большое количество плоских участков, на поверхности которых зафиксированы линии скольжения.

В закаленном сплаве, охлажденном на воздухе от температуры 530  $^{\circ}\text{C}$  и имеющем также локальный



характер деформаций, обнаружены горячие трещины и грубые выделения фаз (рис. 4, б). На рельефе пластической зоны на плоскостях зерен зафиксированы гребни в виде полос, пересекающихся с деформационными линиями, образованными в ходе интенсивной пластической деформации зерен. Это обусловлено, вероятно, перераспределением напряжений, механизмом релаксации которых является зернограничное проскальзывание [15].

При охлаждении образца, нагретого до температуры закалки в воде, изменяется направление магистральной трещины, что свидетельствует о возникновении более высокого уровня напряжений, при котором происходит зарождение трещины. Кроме того, в данном образце отсутствуют горячие трещины и признаки текстуры, имеющие место в металле, охлажденном на воздухе. Значительно меньше в плоскости излома образца легкоплавкой составляющей, хотя и сохраняется тот же механизм разрушения. Зона пластической деформации достаточно протяженная (3,61 мм), однако участков скола здесь больше; они образуют ступеньки (рис. 4, б, поз. 2).

Нагрев сплава 1441 до температуры отжига 360 °С с последующим охлаждением на воздухе в 3 раза сокращает протяженность пластической зоны (1,32 мм) по отношению к закаленному металлу. Для ее рельефа характерно значительное количество участков скола, окаймленных невысокими гребнями (рис. 4, а, б, поз. 3), а также наличие неглубоких пор. Охлаждение образца в воде при моделировании указанного состояния металла в ЗТВ в условиях ЭЛС приводит к сокращению протяженности пластической зоны (рис. 4, б, поз. 3), в которой появляется больше вязких фрагментов. Трещины же между зернами сохраняются вследствие повышенной хрупкости эвтектики, сформировавшейся в условиях нагрева. Вследствие разрушения по механизму образования пор с последующей их коалесценцией она становится очагом зарождения трещины.

Излом образца в состоянии перестаривания наряду с мелкими ямками содержит участки квазискола, полосы скольжения, возникшие в результате интеркристаллитного разрушения (рис. 4, а, поз. 4), что свидетельствует о высокой скорости распространения магистральной трещины из-за дополнительного упрочнения металла по сравнению с предыдущими режимами нагрева. Легкоплавкая эвтектика в таких условиях растрескивается и происходит зарождение трещины.

Протяженность пластической зоны основного металла составляет 0,64 мм. Это меньше, чем у образцов, нагретых по режимам термического цикла ЭЛС и СНЭ. Излом образца имеет характерный узор в виде линий различной протяженности и ориентации. Они образуются при переходе от одного зерна к другому вследствие изменения кристаллографии скольжения, преодоления трещиной поверхности границ на данном участке структуры, а также неоднородной деформации в пределах границ зерна. Неблагоприятные условия, возникающие при этом, не позволяют напряжению пластически релаксировать в межзеренном промежутке, поэтому

легкоплавкая эвтектика, имеющая повышенную хрупкость, становится очагом зарождения трещины, распространение которой происходит с низкой энергией (см. таблицу) и интеркристаллитно (рис. 4, а, поз. 5).

## Выводы

1. Выявлена взаимосвязь между параметрами, характеризующими процесс разрушения высокопрочного сложнoleгированного алюминийево-литиевого сплава 1441 в ЗТВ, и изменением объемной доли НВ в структуре при сварке плавлением.

2. Скорость охлаждения металла при сварке плавлением существенно влияет на энергию зарождения трещины в сплаве. Малая скорость охлаждения при СНЭ снижает значение  $J_c$  в 2,5 раз после нагрева до температуры закалки.

3. Механизм зарождения и распространения трещин, а также изломы разрушенных образцов сплава 1441 определяются структурными изменениями, обусловленными теплофизическими условиями сварки. Появление очагов разрушения связано с увеличением объемной доли выделившихся при сварке фаз, имеющих вид грубых образований, расположенных вдоль границ зерен. Объемная доля фаз, содержащихся в сплаве, определяет характер напряженного состояния в металле и связанный с ним механизм разрушения, а также оказывает влияние на характеристики вязкости разрушения на всех этапах развития трещины.

1. Фридляндер И. Н. Алюминиевые 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. Алюминиевые сплавы в авиационных конструкциях // *Технолог. системы*. — 2000. — № 1. — С. 5–17.
3. Давыдов В. Г. Металловедческие и технологические исследования алюминийево-литиевых сплавов на современном этапе // *Технология легких сплавов*. — 1997. — № 5. — С. 15–25.
4. Ищенко А. Я., Лабур Т. М., Лозовская А. В. Алюминий-литиевые сплавы для сварных конструкций аэрокосмической техники // *Автомат. сварка*. — 1995. — № 7. — С. 41–44.
5. Фудзивара Т. Технологии соединения легких металлов в авиационной и космической технике // *Кэйкиндзоку ёсэцу*. — 2001. — 39, № 3. — С. 1–11.
6. Kiyoto S. Materials and joining technologies for rocket structures // *J. Jap. Weld. Soc.* — 1993. — 62, № 8. — P. 46–52.
7. Ищенко А. Я., Лабур Т. М. Технология сварки и свойства соединений алюминийево-литиевых сплавов (обзор) // *Автомат. сварка*. — 1998. — № 7. — С. 29–33.
8. Влияние способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминийево-литиевых сплавов 1420 и 1460 // Т. М. Лабур, А. А. Бондарев, А. В. Лозовская и др. // *Там же*. — 2001. — № 7. — С. 12–16.
9. Лабур Т. М. Повышение надежности сварных соединений конструкций аэрокосмической техники из алюминийево-литиевых сплавов // *Технолог. системы*. — 2003. — № 2. — С. 71–79.
10. *Сварка в самолетостроении* / Под ред. акад. Б. Е. Патона. — Киев: МИИЦВ, 1998. — 695 с.
11. Лещинер Л. Н., Латушкина Л. В., Федоренко Т. П. Ресурсный высокотехнологичный сплав 1441 пониженной плотности системы Al–Cu–Mg–Li // *Технология легких сплавов*. — 1994. — № 3/4. — С. 38–42.
12. *Свариваемость* листовых полуфабрикатов сплава 1440 // Н. Г. Третьяк, Р. В. Илюшенко, М. Р. Яворская и др. // *Автомат. сварка*. — 1995. — № 4. — С. 27–30.
13. *Свойства* полуфабрикатов из высокотехнологичного Al–Li сплава 1441 / И. Н. Фридляндер, В. В. Садков, В. С.



- Сандлер, Т. П. Федоренко // Технология легких сплавов. — 2000. — № 4. — С. 24–27.
14. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 639 с.
  15. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина, Н. И. Колобнев. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
  16. Брок Д. Основы механики разрушения. — М.: Высш. шк., 1980. — 368 с.
  17. Васильченко Г. С., Котелев П. Ф. Практическое применение механики разрушения для оценки прочности конструкций. — М.: Наука, 1974. — 148 с.
  18. Ботвина Л. Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. — М.: Наука, 1989. — 230 с.
  19. Иванова В. С., Ботвина Л. Р., Кудряшов В. Г. Прочность и пластичность. Разрушение под действием кратковременных нагрузок. Вязкое и хрупкое разрушение. — М., 1971. — С. 54–102. — (Итоги науки и техники. Сер. Металловедение и терм. обработка).
  20. Кис Дж. А., Смит Х. Л., Ромайн Х. Э., Бернштейн Х. Испытание сварных швов на разрушение // Прикладные вопросы вязкости разрушения. — М.: Мир, 1968. — С. 442–477.
  21. Кишкина С. И. Сопrotивление разрушению алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1981. — 280 с.
  22. Клевцов Г. В. Кинетика образования зон пластической деформации у вершины трещины при разрушении конструкционных материалов в условиях плоско напряженного состояния и плоской деформации // Пробл. прочност. — 1993. — № 4. — С. 57–63.
  23. Микляев П. Г., Рудницкий Е. Н. Методика определения параметров вязкости разрушения анизотропных материалов // Зав. лаб. — 1980. — 46, № 3. — С. 265–268.
  24. Нештор Г. С., Микляев П. Г., Андреев Д. А. О возможности унификации методики определения вязкости разрушения при плоском напряженном состоянии // Там же. — С. 261–265.
  25. Гордеева Т. А., Жегина И. П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. — М.: Машиностроение, 1978. — 199 с.
  26. Фрактография и вязкость разрушения алюминиевых и титановых сплавов / В. С. Иванова, В. Г. Кудряшов, Б. А. Конелович, Ю. К. Штовба // Технология легких сплавов. — 1974. — № 3. — С. 65–70.
  27. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении, классификация видов поверхностей разрушения (изломов) металлов. — М.: Изд-во стандартов, 1989. — 45 с.
  28. Романив О. Н. Структурная механика разрушения — новое перспективное направление в проблеме разрушения металлов // Физико-хим. механика материалов. — 1981. — № 4. — С. 28–32.
  29. Фрактография и атлас фрактограмм: Справочник / Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1982. — 489 с.

Peculiarities of initiation and propagation of cracks at fracture of metal in HAZ of welded joints on aluminium-lithium alloy 1441, depending upon the thermal-physical welding conditions and volume content of precipitating phases, have been studied. It is shown that formation of fracture centres is related to increase in the volume content of coarse phases present in metal structure. It has been established that the rate of metal cooling in fusion welding affects the value of the energy of initiation of crack in the alloy.

Поступила в редакцию 17.12.2004

## ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА $\gamma$ -АЛЮМИНИДА ТИТАНА

Разработана технология электронно-лучевой сварки жаропрочного сплава Ti-48Al-2Nb-2Mn, найдены технологические решения, обеспечивающие свойства сварных соединений, близкие к соответствующим характеристикам основного металла.

Установлено, что для предупреждения образования холодных трещин в швах требуется предварительный подогрев деталей до 400...500 °С. Для снижения уровня остаточных напряжений необходимо непосредственно после сварки производить отжиг сварных соединений при температуре 800...900 °С в течение 10...15 мин. При этом как предварительный подогрев, так и последующий отжиг выполняются электронным лучом.

Полное устранение структурной неоднородности в сварном соединении с образованием дуплексной структуры и получение высоких механических свойств обеспечивает длительный отжиг (25 ч) в вакуумной печи при температуре 1260 °С.

Испытания механических свойств сварных соединений, выполненных по разработанной технологии, дали следующие результаты:

- основной металл —  $\sigma_B = 480...540,4$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 457,5...469,5$  МПа;
- сварное соединение —  $\sigma_B = 513...528$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 480,8...499$  МПа.

**Контакты:** 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11  
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
Тел./факс: (38044) 287 13 66  
E-mail: zamkov@paton.kiev.ua; ret99@ret99.kiev.ua