



РАЗУПРОЧНЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ СВАРКИ ПЛАВЛЕНИЕМ

А. В. ЛОЗОВСКАЯ, канд. техн. наук, **А. А. ЧАЙКА**, инж., **А. А. БОНДАРЕВ**, д-р техн. наук, **А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ**, **Андр. А. БОНДАРЕВ**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано разупрочнение основного металла в зоне термического влияния при электронно-лучевом и аргонодуговым способами сварки механически и термически упрочненных алюминиевых сплавов (АМг6, 1420, 1201, 1460). Установлено, что при ЭЛС протяженность зоны разупрочнения в 4...5 раз меньше, чем при АДС. После искусственного старения наибольшая твердость в металле ЗТВ наблюдается у сплава 1420, наименьшая — у сплава 1201.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, термическое упрочнение, электронно-лучевая сварка, аргонодуговая сварка, зона термического влияния, твердость, микроструктура

Разупрочнение и структура металла в любой точке зоны термического влияния (ЗТВ) определяются исходной структурой основного металла и термическим циклом процесса сварки [1, 2]. Микроструктура основного металла может быть различной в зависимости от предшествующей термической или термомеханической обработки. В сварных конструкциях в основном используют материалы в термически или механически упрочненных состояниях [3]. При сварке таких материалов в ЗТВ отдельные участки нагреваются до различных температур. Степень разупрочнения металла ЗТВ в каждом конкретном участке зависит от характера превращений в твердом растворе. Участок ЗТВ с максимальным разупрочнением является самым слабым звеном сварного соединения и определяет его прочность.

Целью настоящей работы было изучение особенностей разупрочнения металла ЗТВ соединений высокопрочных алюминиевых сплавов при электронно-лучевом и аргонодуговом способах сварки с различным тепловложением.

Влияние способа сварки на разупрочнение основного металла в ЗТВ изучали на механически и термически упрочненных алюминиевых сплавах. Термически неупрочняемый сплав АМг6 сваривали в механически упрочненном состоянии (после нагартовки АМг6НПП); термически упрочняемые сплавы 1420 (Al–Mg–Li), 1201 (Al–Cu) и 1460 (Al–Cu–Li) — в состоянии после закалки и искусственного старения (таблица).

Пластины толщиной 6 мм соединяли ЭЛС и АДС в стык за один проход без применения присадочной проволоки на оптимальных режимах. Для ЭЛС был выбран следующий режим: $v_{св} = 60$ м/ч, ускоряющее напряжение 30 кВ, ток пучка 75 мА; для АДС: $v_{св} = 12$ м/ч, $I_{св} = 280...300$ А.

Поскольку существует определенная корреляция между прочностью и твердостью металла, разупрочнение сплавов при сварке изучали путем замера твердости в точках, отстоящих на различном

расстоянии от оси шва или границы сплавления. Твердость измеряли с помощью прибора Роквелла при нагрузке 600 Н.

Характер разупрочнения основного металла в ЗТВ иллюстрируют кривые изменения твердости сварных соединений (рис. 1). Установлено, что степень разупрочнения металла в каждой точке ЗТВ зависит от типа упрочнения основного металла и термического цикла сварки. Под влиянием тепла сварочной дуги механически (деформационно) упрочненный сплав АМг6 в ЗТВ при АДС неплавящимся электродом разупрочняется до уровня, характерного для металла в отожженном состоянии (*HRB* 83). Протяженность зоны разупрочнения, включая шов, составляет 60 мм, степень разупрочнения — 15...20 % (рис. 1, *а*). При ЭЛС наблюдается значительно меньшее разупрочнение этого сплава. Протяженность зоны разупрочнения сокращается до 20 мм, степень разупрочнения не превышает 10 % (рис. 1, *б*).

Для термически упрочняемых сплавов характерным является то, что разупрочнение металла в ЗТВ может быть обусловлено как процессами растворения упрочняющих фаз, так и дальнейшим выделением их из твердого раствора. Эти противоположные процессы происходят одновременно. Динамика развития каждого из них зависит от максимальной температуры, достигаемой в каждой точке ЗТВ, и продолжительности нахождения в соответствующем температурном интервале.

На кривых изменения твердости металла сварных соединений (рис. 1, *в-з*) наблюдаются симметричные относительно шва площадки, соответствующие понижению уровня твердости.

Химический состав свариваемых сплавов

Сплав	Массовая доля элементов, %				
	Mg	Cu	Li	Mn	Другие элементы
АМг6	6,2	—	—	0,6	Ti = 0,1; Fe = 0,4; Si = 0,4
1420	5,5	—	1,95	—	Zr = 0,1; Fe ≤ 0,3; Si = 0,2
1201	—	6,5	—	0,35	Ti = 0,1; Zr = 0,2; Mg < 0,2
1460	—	2,9	2,0	—	Zr = 0,10; Ti = 0,12; Sc = 0,08...0,12

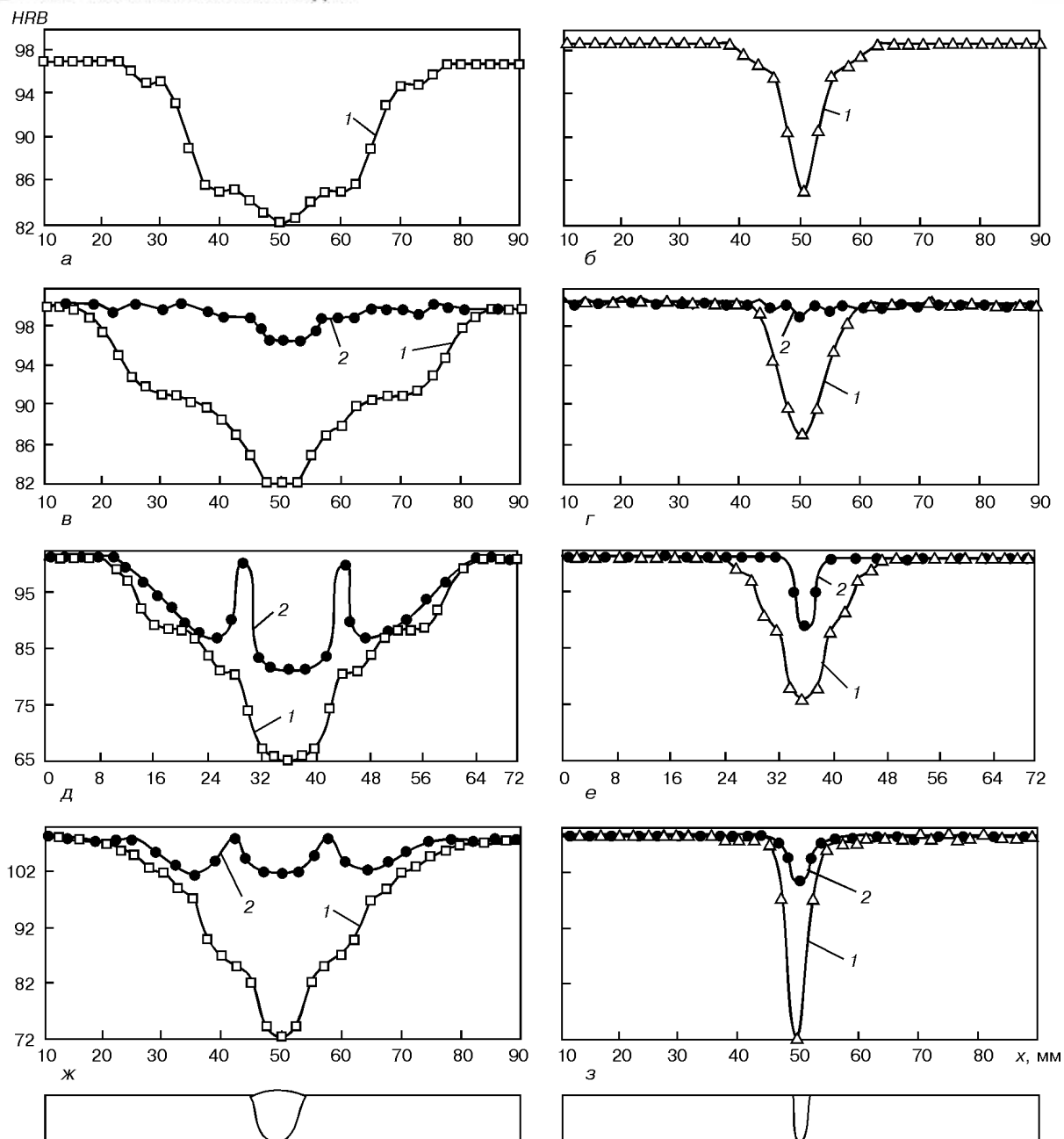


Рис. 1. Кривые изменения твердости металла сварных соединений при аргодуговом (а, в, д, ж) и электронно-лучевом (б, г, е, з) способах сварки плавлением алюминиевых сплавов: а, б — АМг6НПП; в, г — 1420; д, е — 1201; ж, з — 1460; 1 — результаты, полученные после сварки (□ — АДС; Δ — ЭЛС); 2 — после искусственного старения (● — для любого способа сварки)

Установлено, что близкие по значению уровни твердости могут быть достигнуты как на стадии высокотемпературного возврата к закаленному состоянию, так и частичного отжига. Полученные данные свидетельствуют о том, что характер разупрочнения сплавов 1420, 1460 и 1201 непосредственно после сварки практически одинаков. При АДС протяженность зоны разупрочнения, включая шов, составляет примерно 55...60 мм; при ЭЛС уменьшается — 15...20 мм. При обоих способах сварки металл шва имеет самую низкую твердость.

В случае ЭЛС уровень твердости металла шва на 3...5 ед. выше, чем при АДС, за исключением сплава 1460. В сплаве 1460 при обоих способах сварки твердость металла шва примерно одинакова и составляет *HRB* 72. Уровень твердости металла шва в сплавах АМг6 и 1420 выше (*HRB* 82 при АДС и

HRB 85...87 при ЭЛС), чем в сплавах 1201 и 1460 (соответственно *HRB* 65...72 и *HRB* 72...75).

Для идентификации процессов, происходящих в различных точках ЗТВ, применили искусственное старение сварных соединений. Те же образцы, на которых измеряли твердость после сварки, подвергли искусственному старению на оптимальном промышленном режиме, различном для каждого из сплавов. Операция искусственного старения является допустимой для определенных сварных узлов. Она позволяет оценить характер структурных превращений и состояние твердого раствора в каждой точке ЗТВ в момент сварки. Наличие или отсутствие упрочнения при искусственном старении прямо связано с состоянием твердого раствора, т. е. процессами низко- и высокотемпературного возврата и отжига.

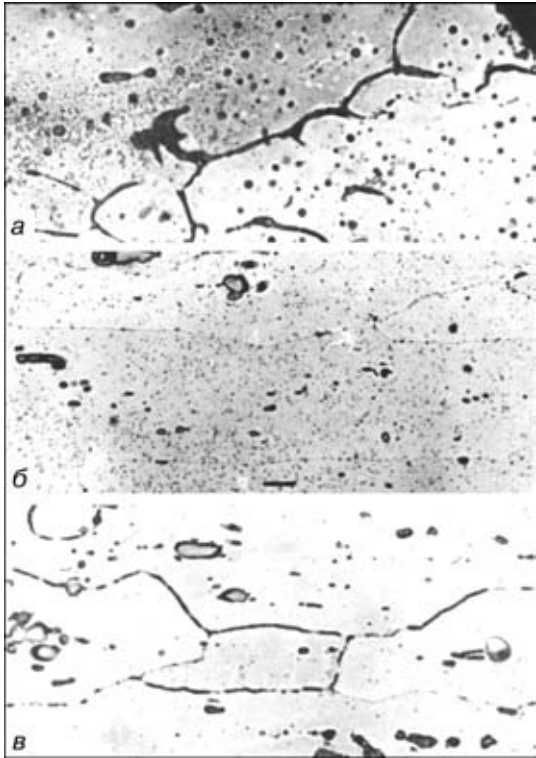


Рис. 2. Микроструктуры (X500, уменьш. 4/5) металла ЗТВ (*a*, *b*) и основного металла (*v*) при АДС неплавящимся электродом листов из сплава 1201 (толщиной 6 мм): *a* — участок высокотемпературного возврата; *b* — участок отжига; *v* — основного металл

Сопоставление полученных кривых изменения твердости непосредственно после сварки и последующего искусственного старения позволило определить границы высокотемпературного возврата к закаленному состоянию, степень отжига, наличие низкотемпературного возврата для каждого из исследуемых сплавов (см. рис. 1, кривые 1). Сплав 1420 отжигу при сварке, как правило, не подвергается, так как у него после искусственного старения зона разупрочнения практически отсутствует. Твердость металла шва восстанавливается до уровня твердости основного металла в сварных соединениях, полученных способом ЭЛС, и значительно (от 60 до 15 мм) уменьшается зона разупрочнения этого сплава при АДС.

После искусственного старения сварных соединений сплавов 1201 и 1460, полученных ЭЛС, наблюдается значительное повышение твердости металла ЗТВ до уровня твердости основного металла. Это объясняется наличием процессов температурного возврата и отсутствием отжига из-за кратковременного действия термического цикла ЭЛС.

Значительно увеличивается твердость металла шва (на 25 ед. в сплаве 1201 и 30 ед. в сплаве 1460), что обусловлено, по-видимому, образованием твердого раствора основных легирующих элементов — меди и лития в алюминии в процессе кристаллизации металла шва при охлаждении.

При искусственном старении сварных соединений этих сплавов, полученных способом АДС, на кривых изменения твердости металла ЗТВ фиксируется наличие участков высоко- и низкотемпературного возврата, а также частичного или полного

отжига. На участках высокотемпературного возврата к закаленному состоянию, примыкающих непосредственно к границе сплавления, твердость после искусственного старения повышается на 20 ед. для обоих сплавов и достигает значений твердости основного металла в состоянии закалка + искусственное старение.

На расстоянии 10 мм от границы сплавления на кривых изменения твердости фиксируется наличие симметричных относительно шва «провалов», значительных у сплава 1201 и менее ярко выраженных у сплава 1460, что свидетельствует о различной степени отжига металла ЗТВ в процессе сварки (см. рис. 1, *d*, *ж*). При большем удалении от границы сплавления наблюдается некоторое повышение твердости основного металла, свидетельствующее о низкотемпературном возврате. Таким образом, при АДС сплавов систем Al-Cu-Li и Al-Cu происходит слабый отжиг сплава 1460 и более значительный отжиг сплава 1201.

При сопоставлении кривых изменения твердости сплавов 1201 и 1460 после их искусственного старения можно сделать вывод, что несмотря на то, что протяженность зоны разупрочнения обоих сплавов практически одинакова, степень разупрочнения значительно больше (около 19 %) у сплава 1201 по сравнению со сплавом 1460, содержащим литий. Для последнего она не превышает 6 %.

Наличие лития в сплаве системы Al-Cu также положительно сказывается на увеличении твердости металла шва после искусственного старения. Так, у сплава 1460 она повышается на 30 ед. и достигает *HRB* 102, у сплава 1201 увеличивается на 17 ед. и составляет *HRB* 83.

Структура металла ЗТВ формируется в сложных неравновесных условиях. Для металла ЗТВ вблизи границы сплавления характерно то, что в нем, кроме превращений в твердом растворе, происходит перегрев, обусловленный оплавлением структурных составляющих, а также получают развитие процессы рекристаллизации. Условно можно выделить три уровня перегрева: сильный — почти все границы зерен утолщены, наблюдаются тройные стыки, включения фаз оплавлены; средний — появляются единичные утолщения границ, стыки, отдельные включения или «периферийная» зона включений оплавлены; слабый — происходит формирование полиэдрической структуры. Для АДС характерны все три стадии перегрева, последовательно переходящие одна в другую, при ЭЛС зона сплавления может быть охарактеризована как зона со слабым или, в крайнем случае, со средним перегревом.

Перегрев металла участка высокотемпературного возврата ЗТВ характеризуется тем, что под влиянием нагрева до температуры неравновесного солидуса происходит оплавление структурных составляющих с образованием в массе твердого металла жидких включений. Чем ближе к зоне сплавления, тем больше степень оплавления, при этом вместо отдельных оплавленных включений образуются непрерывные прослойки легкоплавкой эвтектики. Появление в массе твердого металла жидких прослоек приводит к перераспределению легирующих, примесных элементов и газов в результате различия



коэффициентов диффузии в твердом и жидком состояниях. На рис. 2 представлена микроструктура трех участков сварного соединения, полученная при АДС сплава 1201, которая характеризует изменения структуры в участке высокотемпературного возврата к закаленному состоянию, в участке отжига и основном металле. В других сплавах участок отжига на оптическом микроскопе выделить сложно, особенно при ЭЛС.

Наибольшая протяженность зоны оплавленных структурных составляющих наблюдается при АДС сплавов 1201 и 1460 и соответственно составляет 2,15... 3,00 и 2,00... 2,25 мм (рис. 3, а и 4, а). У сплавов АМг6 и 1420 оплавление происходит на участке длиной 0,6 мм от границы сплавления. В отдельных местах сварного соединения сплава 1420 протяженность этой зоны может достигать 1,5 мм. При ЭЛС длина участка оплавленных структурных составляющих уменьшается в 5... 10 раз и не превышает 0,5 мм у сплава 1201 и 0,2 мм у сплава 1460, а у сплавов АМг6 и 1420 этот участок практически отсутствует (меньше 0,1 мм).

Характер оплавления при ЭЛС более локальный, чем при АДС. Так, например, при ЭЛС в сплаве 1201 наблюдается оплавление границ зерен, но толщина оплавленных прослоек и протяженность их значительно меньше, чем при АДС. Оплавление отдельных интерметаллидов происходит непосредственно у границы сплавления (рис. 3, б). При ЭЛС сплава 1460 оплавленные участки представляют собой отдельные локальные области (рис. 4, б).

Развитие процессов рекристаллизации также зависит от способа сварки. Наименьшая зона рекристаллизации наблюдается в сварных соединениях сплава 1460, при АДС ее длина составляет 0,55 мм, при ЭЛС — 0,12 мм. У сплавов АМг6 и 1420 ее про-

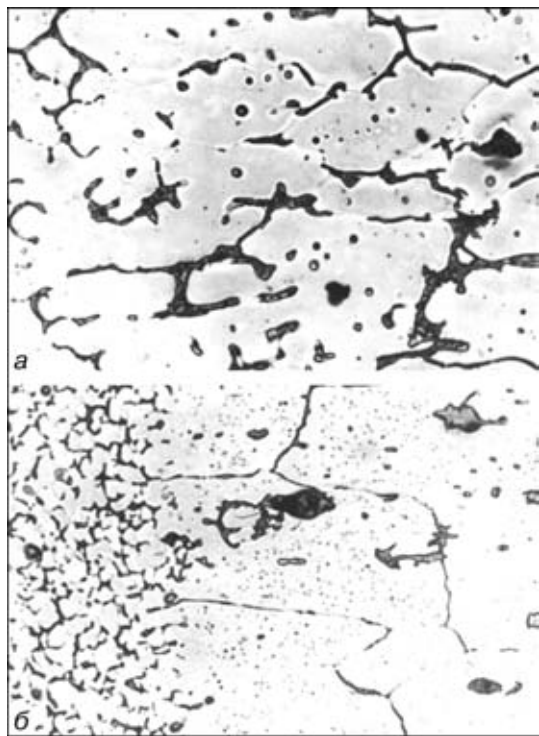


Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$, уменьш. 4/5) металла зоны сплавления при АДС (а) и ЭЛС (б) листов из сплава 1201 толщиной 6 мм

тяженность почти одинакова — не превышает 2 мм при АДС и 0,4 мм при ЭЛС (рис. 5). Сплав 1201 сваривался в рекристаллизованном состоянии.

Структурные преобразования, связанные с оплавлением структурных составляющих и рекристаллизацией, происходят в пределах участка высокотемпературного возврата к закаленному состоянию.

Анализ полученных данных показал, что свойства металла ЗТВ вблизи границы сплавления зависят от ряда превращений, связанных с растворением упрочняющих фаз и повторным образованием твердого раствора, т. е. возвратом к закаленному состоянию, а также с ростом отдельных более крупных частиц, приводящим к повышению пластичности и снижению твердости (прочности) металла; с оплавлением структурных составляющих и образованием непрерывных хрупких эвтектических прослоек по границам зерен, вызывающих охрупчивание сплава; с рекристаллизацией и ростом зерна, снижающими прочностные характеристики металла. Прочность отдельных изготовленных образцов, близких по составу к эвтектическим прослойкам, формиру-

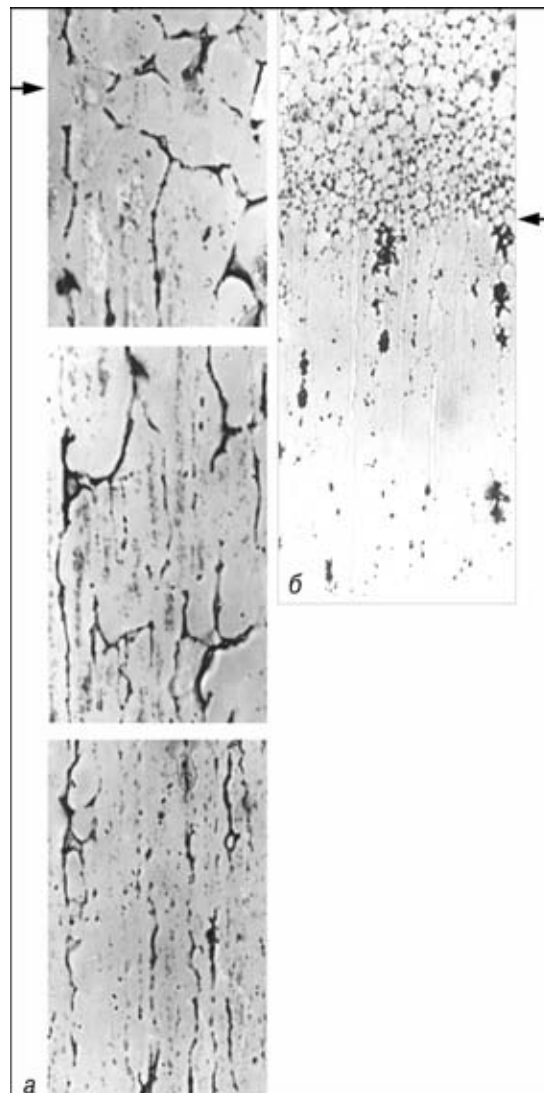


Рис. 4. Микроструктура ($\times 500$, уменьш. 4/5) металла ЗТВ, полученная при АДС (а) и ЭЛС (б) сплава 1460 (стрелками показаны границы сплавления)

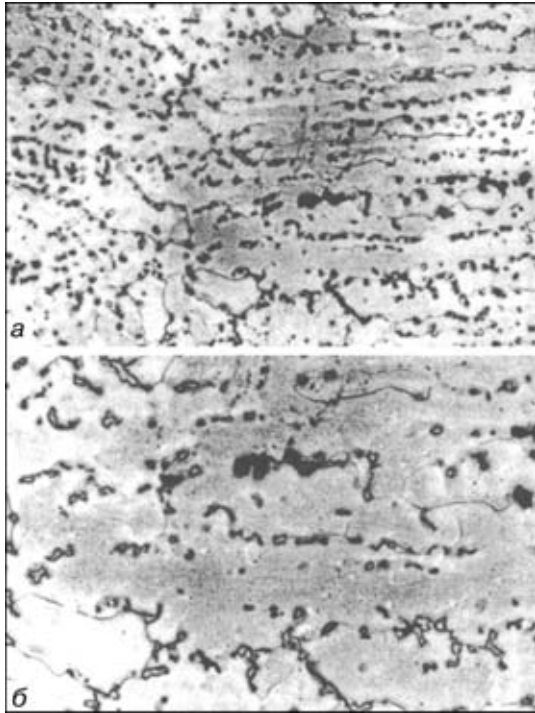


Рис. 5. Микроструктура (уменьш. 4/5) зоны сплавления при АДС листов толщиной 6 мм из сплава 1420: а — $\times 150$; б — $\times 500$

ющимся по границам оплавленных зерен в металле ЗТВ при сварке сплава 1201, не превышает 10 МПа.

После искусственного старения термически упрочняемых алюминиевых сплавов удается повысить прочность (твердость) металла сварного соединения за счет дополнительного распада вновь образованного в процессе сварки твердого раствора. Изменить структурное состояние, обусловленное оплавлением фазовых составляющих (перегрев), рекристаллизацией и отжигом с помощью низкотемпературной термообработки (старение), невозможно. В связи с этим применение способов сварки с концентрированным источником нагрева является перспективным, так как позволяет уменьшить перегрев и отжиг металла в ЗТВ.

Заключение

При АДС неплавящимся электродом механически упрочненный сплав АМг6 в ЗТВ имеет твердость, характерную для металла в отожженном состоянии.

Протяженность зоны разупрочнения при АДС листов толщиной 6 мм из термически упрочненных сплавов 1420, 1460, 1201 и механически упрочнен-

ного сплава АМг6 примерно одинакова и составляет 55...60 мм, включая шов. После искусственного старения протяженность зоны разупрочнения у сплава 1420 уменьшается до 15...20 мм, у сплавов 1460 и 1201 она практически не изменяется. Степень разупрочнения после искусственного старения сварных соединений наименьшая (около 2 %) у сплава 1420 и наибольшая (около 10...13 %) у сплава 1201. У сплава 1460 она меньше, чем у сплава 1201 и составляет около 5 %.

При ЭЛС механически и термически упрочненных сплавов протяженность зоны разупрочнения в 4...5 раз меньше, чем при АДС. После искусственного старения сварных соединений термически упрочненных сплавов твердость металла ЗТВ восстанавливается до уровня твердости металла в исходном состоянии.

При обоих способах сварки плавлением наиболее низкую твердость имеет металл шва (при ЭЛС выше, чем при АДС). После искусственного старения твердость металла шва у сплава 1420 увеличивается до уровня основного металла ($HRB 100$), что позволяет получить равнопрочное, по отношению к основному металлу, соединение.

Разупрочнение в ЗТВ при сварке плавлением термически упрочненных сплавов обусловлено высоко- и низкотемпературным возвратом к закаленному состоянию, а также частичным отжигом. Анализ кривых изменения твердости позволяет заключить, что разупрочнение сплава 1420 вызвано в основном высоко- и низкотемпературным возвратом; у сплава 1460 — процессами возврата и слабым отжигом; у сплава 1201 — возвратом и значительным отжигом.

Особенностью металла ЗТВ вблизи границы сплавления (участок высокотемпературного возврата) является перегрев металла, обусловленный оплавлением структурных составляющих и образованием по границам зерен протяженных легкоплавких эвтектических прослоек. При АДС перегрев металла в ЗТВ имеет три уровня, условно охарактеризованные как сильный, средний и слабый, а при ЭЛС перегрев металла достигает только второго уровня — среднего.

1. Рабкин Д. М. *Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов*. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
2. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабшская И. Е. *Металловедение сварки алюминия и его сплавов*. — Киев: Наук. думка, 1992. — 157 с.
3. *Справочник по алюминиевым сплавам* / Ю. П. Гольдер, В. М. Гришина, В. Е. Дорохина и др. — М.: ВИЛС, 1978. — 132 с.

Loss in strength of the base metal in the HAZ in electron beam (EBW) and argon-arc (AAW) welding of mechanically and heat hardened aluminium alloys (AMg6, 1420, 1201, 1460) has been investigated. In EBW the length of the weakening zone was found to be 4-5 times lower than in AAW. After subsequent artificial ageing alloy 1420 has the highest hardness in the HAZ and alloy 1201 has the lowest hardness.

Поступила в редакцию 30.05.2000