



СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-МЕДНОГО СПЛАВА

Р. АЛАПАТИ, Д. К. ДВИВЕДИ (Индийский техн. ин-т, г. Рурки, Индия)

Рассмотрены микроструктура, фазовый состав и микротвердость металла сварных соединений из алюминиево-медного сплава (Al 2218), выполненных импульсной дуговой сваркой вольфрамовым электродом в среде защитных газов, в состоянии после сварки и последующей термической обработки. Термическая обработка снижает твердость металла сварных соединений. Высокая частота импульсов (100 Гц) способствует достижению более мелкозернистой структуры металла шва по сравнению с частотой 50 Гц. Термическая обработка приводит к значительному уменьшению доли второй фазы в металле ЗТВ и шва в результате сфероидизации эвтектического кремния.

Ключевые слова: импульсная ТИГ сварка, алюминиево-медный сплав, частота импульсов, микроструктура, микротвердость, термическая обработка, разупрочнение ЗТВ

В авиации и автомобилестроении, где широко применяют термообработанные алюминиево-медные сплавы, детали часто изготавливают с применением таких сварочных процессов, как дуговая сварка металлическим или вольфрамовым электродом в среде защитных газов. Отмеченные сплавы характеризуются более широким диапазоном температур, в которых наступает затвердевание, и склонностью к дисперсионному твердению, что делает их чувствительными к термическому циклу, которому подвергается основной металл во время сварки [1, 2]. Часто возникает проблема растрескивания и разупрочнения металла ЗТВ соединений из алюминиево-медных сплавов [1, 3]. В работах [3–10] приведены результаты исследований по растрескиванию сварного шва из алюминиево-медного сплава. В работах [4, 5] рассмотрено применение различных методик измельчения зерна для улучшения работоспособности алюминиево-медных сварных соединений и уменьшения склонности к растрескиванию. В работах [6, 7] отмечено, что ликвационное растрескивание обусловлено наличием меди и существует допустимый уровень содержания меди во избежание специальных типов растрескиваний. В работе [8] показано, что растрескивание алюминиево-медных сплавов 2219 происходит из-за недостатка расплавленного металла с обратной стороны шва для заварки трещин.

Дальнейшее изучение металлографических аспектов металла сварных соединений алюминиево-медных сплавов будет способствовать промышленному применению надежных сварных конструкций из них. Данное исследование про-

водили с целью изучения влияния параметров импульсной дуговой сварки вольфрамовым электродом в среде защитных газов и послесварочной термической обработки на структуру и твердость соединений из крупнозернистых литых алюминиево-медных сплавов (наиболее подвержены растрескиванию).

Методика эксперимента. В данном исследовании алюминиево-медный сплав 2218 выбирали из серии 2000. Сплав был изготовлен литьем в песчаную форму в виде пластин размером 100×50×7 мм из основных сплавов Al-10 % Mg, Al-30 % Ni, Al-50 % Cu и Al-50 % Si и чистого алюминия (99,99 %). Номинальный состав алюминиевого сплава 2218 следующий, мас. %: 4,0 Cu; 1,5 Mg; 2,0 Ni; 92,5 Al (кремний отсутствует). В качестве присадочного материала для сварки двух алюминиево-медных сплавов использована присадка А-405 (Al-5 % Si), уменьшающая склонность алюминиево-медных сплавов к растрескиванию.

Сварку стыковых соединений из алюминиево-медного сплава выполняли со скоростью перемещения дуги 60 мм/мин 2%-м торированным вольфрамовым электродом полуавтоматом СЕ-BORA 360. Во время сварки применяли систему ВUG-О для перемещения горелки с постоянной скоростью. Во время сварочного процесса поддерживали следующие параметры: $d_{эд} = 3,0$ мм; $U_d = 18$ В; $I_{св} = 125$ А; $I_{max} = 282$ А; $I_d = 2,5$ мм; защитный газ — аргон; $f_{имп}$ для образца № 1 соответственно 100 и № 2 — 50 Гц; ПВ — соответственно 30 и 35 %.

Оценку тепловложения E проводили на примере сварки валика на пластине швами из алюминиево-цинкомагниевого сплава. Потребляемую энергию оценивали с помощью следующего уравнения [9]: E (Дж/мм) = U_d (В) · $I_{ср}$ (А) / $v_{св}$ (мм/с), где $I_{ср} = ((I_B T_B) + (I_P T_P)) / (T_B + T_P)$.



С целью изучения влияния послесварочной термической обработки (Т6) на твердость и микроструктуру сварного шва сварные соединения обрабатывали при температуре 510 °С в течение 4 ч, затем проводили закалку в воде при комнатной температуре и искусственное старение при температуре 175 °С в течение 6 ч.

Образцы вырезали из сварного соединения, поперечное сечение которого полировали с помощью стандартной металлографической процедуры. Перед микроскопическим исследованием отполированные образцы протравливали реактивом Келлера. Микроснимки различных зон, таких как сварной валик, линия сплавления, ЗТВ и основной металл, были получены с помощью микроскопа Leitz MM-6 с разной степенью увеличения. Фазовый анализ проводили с использованием компьютерной программы Image для просмотра изображений.

Микротвердость по Виккерсу измеряли на одной стороне сварного соединения с середины шва до основного металла с интервалом 1 мм при нагрузке 100 г, используя прибор для испытания микротвердости Leitz. Твердость измеряли как в состоянии после сварки, так и после термообработки.

Результаты и обсуждения. Из рис. 1 видно, что, начиная от основного металла и до металла

шва, наблюдаются значительные изменения в микроструктуре. Микроснимки показали уменьшение доли низкоплавящихся фаз по межзеренной границе в металле ЗТВ по сравнению с основным металлом, что можно объяснить растворением частиц второй фазы под влиянием термического цикла сварки, которому подвергается металл вблизи границы сплавления в ЗТВ. Обнаружено, что зернистая структура в центре шва более мелкая, чем возле границы сплавления. Это происходит главным образом из-за изменений условий затвердевания (структурное переохлаждение) от границы сплавления шва до его центра. Высокий коэффициент G/R (где G — реальный температурный градиент; R — скорость роста) на границе сплавления шва приводит к крупнозернистой столбчатой структуре по сравнению с той, что наблюдается в центре шва [2, 10]. В металле шва также видны межзеренные трещины, которые формируются в основном в результате усадочного напряжения, наблюдаемого при затвердевании низкоплавящихся фаз по границе зерен, так как именно в этой области локализируются остаточные напряжения. Недостаточное количество низкоплавящихся точечных фаз, особенно перед конечной стадией затвердевания, может быть основной причиной образования межзеренных трещин в металле шва, в котором не обеспечива-

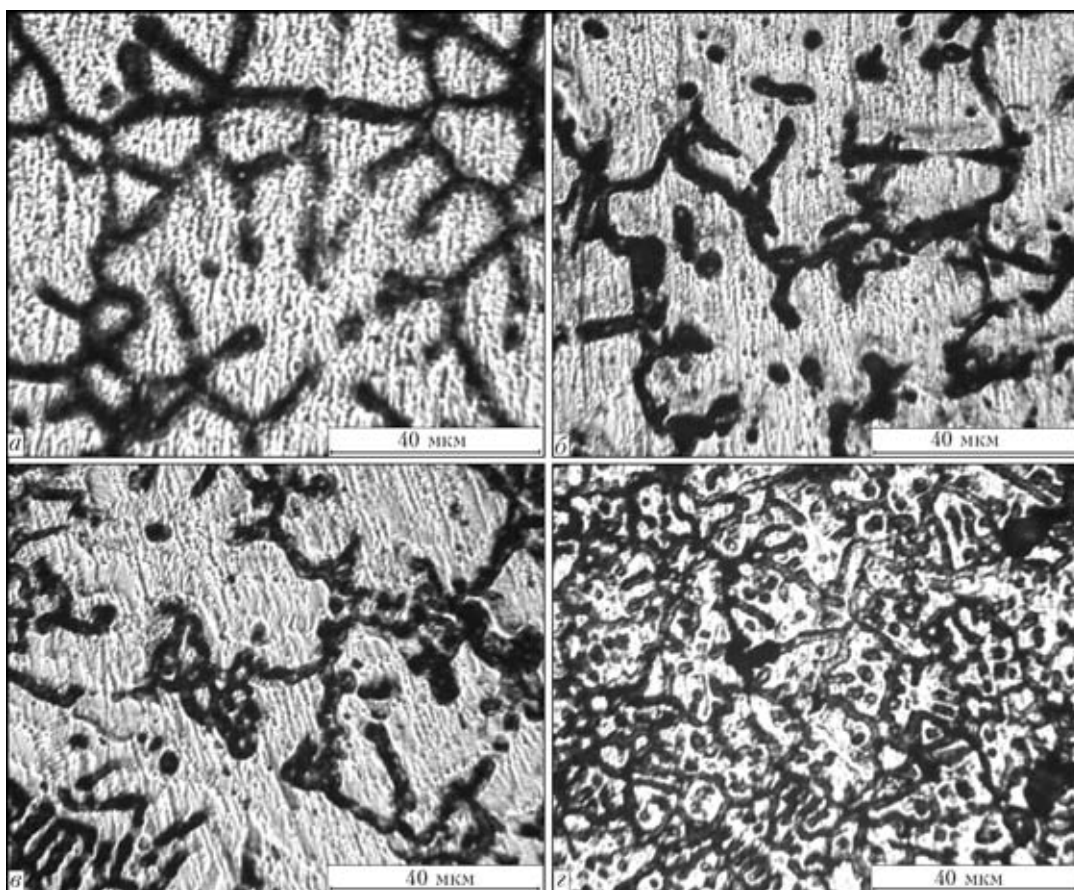


Рис. 1. Микроструктура основного металла (а), металла ЗТВ (б), границы сплавления (в) и металла шва (г) сварного соединения сплава 2218



Таблица 1. Характеристики микроструктуры сплава 2218

№ образца	$f_{\text{имп}}$, Гц (ПВ, %)	Средняя величина зерен α -Al, мкм	Объем доли α -Al, %	Средний размер зерна эвтектики, мкм	Объем доли эвтектики, %
1	$\frac{100}{100}$ (35/35)	$\frac{28,5}{23,64}$	$\frac{42,1}{68,2}$	$\frac{32,0}{8,90}$	$\frac{47,9}{30,6}$
2	$\frac{50}{50}$ (30/30)	$\frac{24,82}{14,10}$	$\frac{35,5}{46,8}$	$\frac{42,4}{16,4}$	$\frac{59,3}{56,9}$
3	$\frac{100}{100}$ (30/30)	$\frac{51,36}{19,9}$	$\frac{57,3}{51,2}$	$\frac{28,48}{17,9}$	$\frac{55,3}{48,6}$
4	$\frac{50}{50}$ (35/35)	$\frac{50,11}{12,65}$	$\frac{57,3}{16,3}$	$\frac{20,30}{51,5}$	$\frac{36,2}{73,7}$

Примечания. 1. Образцы № 1, 2 — образцы металла шва, 3, 4 — металла ЗТВ. 2. В числителе приведены данные после сварки, в знаменателе — после термообработки.

малых количествах. Энергодисперсионный анализ второй фазы (рис. 2, б) на границе зерен показал, что он богат легирующими элементами. Низкоплавящаяся фаза по границе зерен содержит, мас. %: 14,32 Cu, 8,26 O₂, 1,57 Mg, 12,66 Ni и сбалансированный алюминий. Энергодисперсионный спектр металла ЗТВ и металла шва показаны на рис. 3, результаты анализа изображений различных областей сварных соединений в состоянии после сварки и термической обработки приведены в табл. 1. Энергодисперсионный спектр металла ЗТВ (94,89 % Al; 2,0 % Cu; 1,10 % O₂; 1,55 % Mg; 0,46 % Ni, рис. 3, а) указывает на более низкую концентрацию легирующих элементов, возможно, за счет гомогенизации и растворимости насыщенных фаз, богатых легирующими элементами. Энергодисперсионный анализ металла шва (84,29 % Al, 6,41 % Cu, 3,37 % O₂, 0,6 % Mg, 1,99 % Ni, 3,16 % Si) показал наличие кремния и меди, что указывает на растворимость, вызванную плавлением основного металла и смешиванием с присадочным металлом (рис. 3, б).

ется заварка появляющихся трещин с помощью наполнения расплавленным металлом с обратной стороны [11].

На рис. 2, а светлая протравленная область была идентифицирована как твердый раствор алюминия (α -Al), а энергодисперсионный анализ того же участка показал, что он главным образом содержит алюминий и другие элементы в очень

Обнаружено также, что на микроструктуру металла шва оказывают влияние параметры импульсов. Так, сварные соединения, выполненные с использованием частоты импульсов 100 Гц, показали более мелкую структуру, чем при частоте

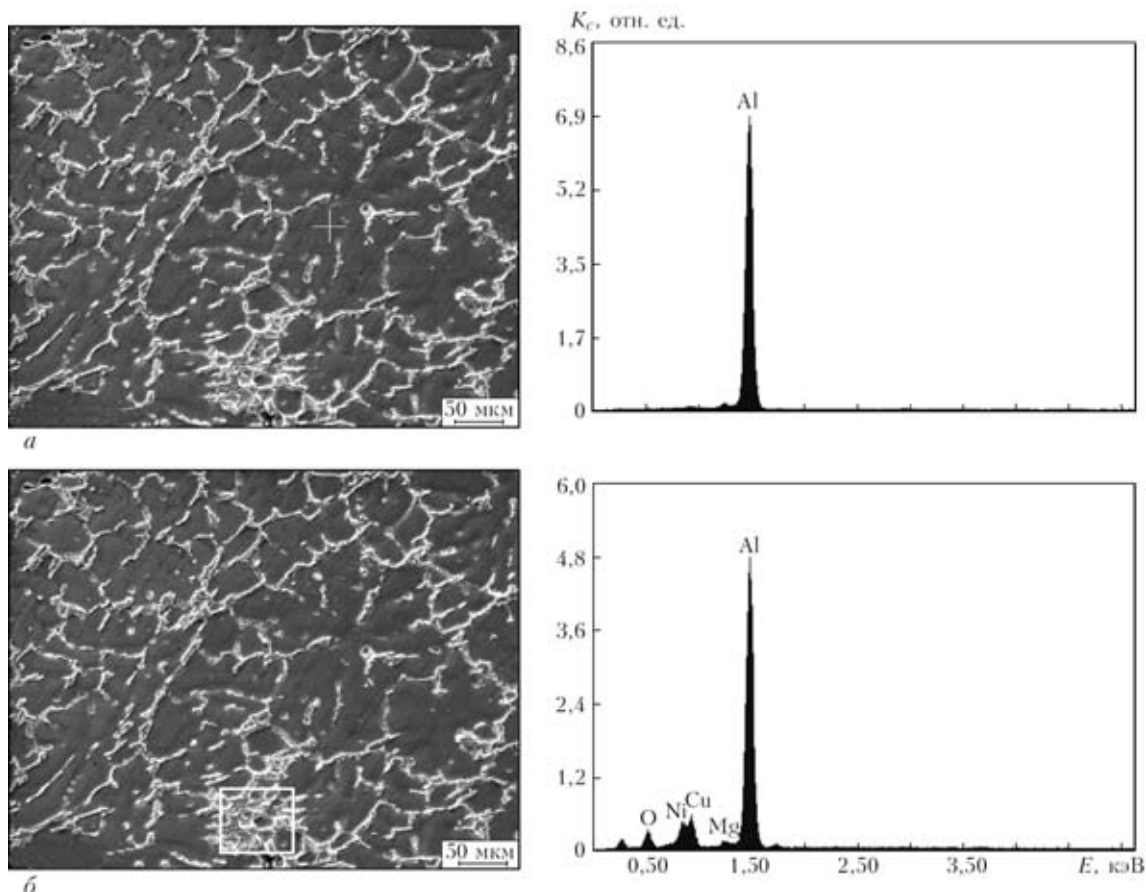


Рис. 2. Микроструктура и энергодисперсионный спектр распределения элементов в основном металле: а — твердый раствор алюминия; б — низкоплавящаяся фаза на границе зерен

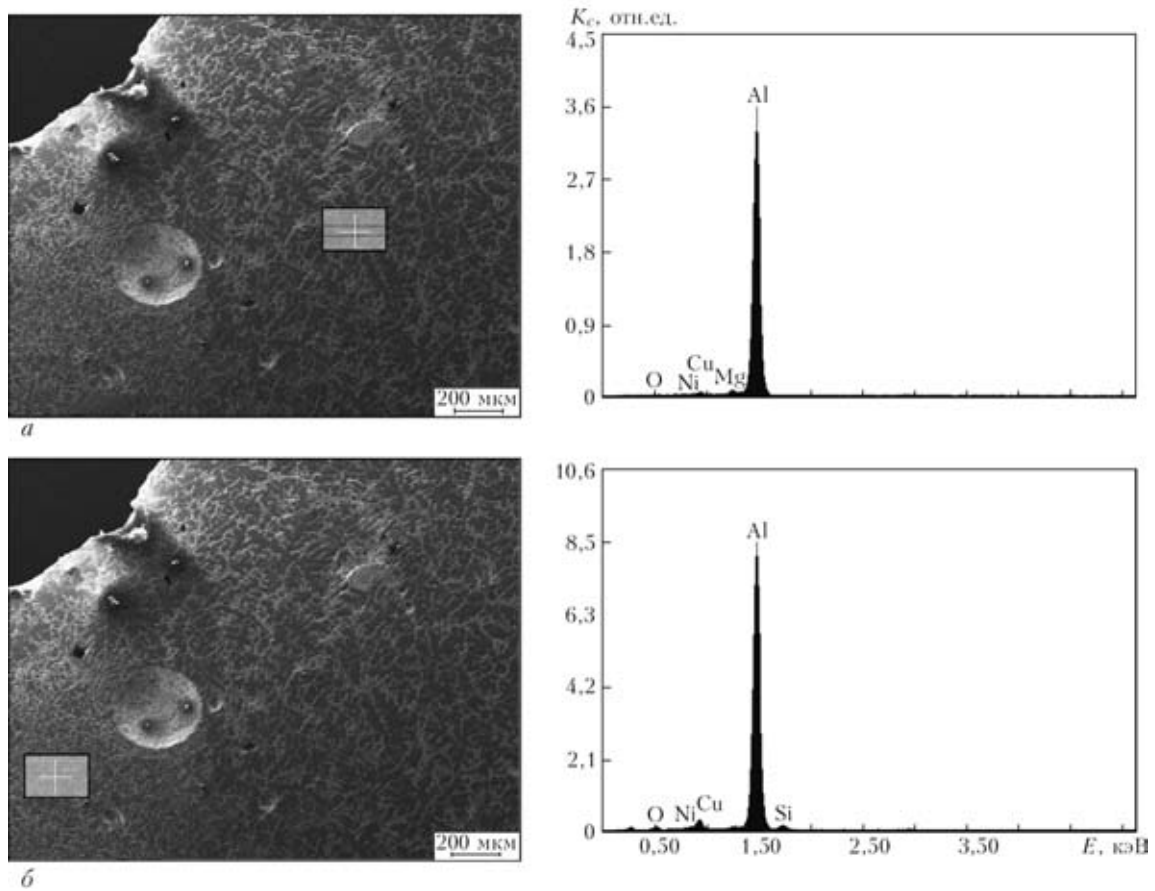


Рис. 3. Микроструктура и энергодисперсионный анализ металла ЗТВ (а) и металла шва (б) сварного соединения сплава 2218

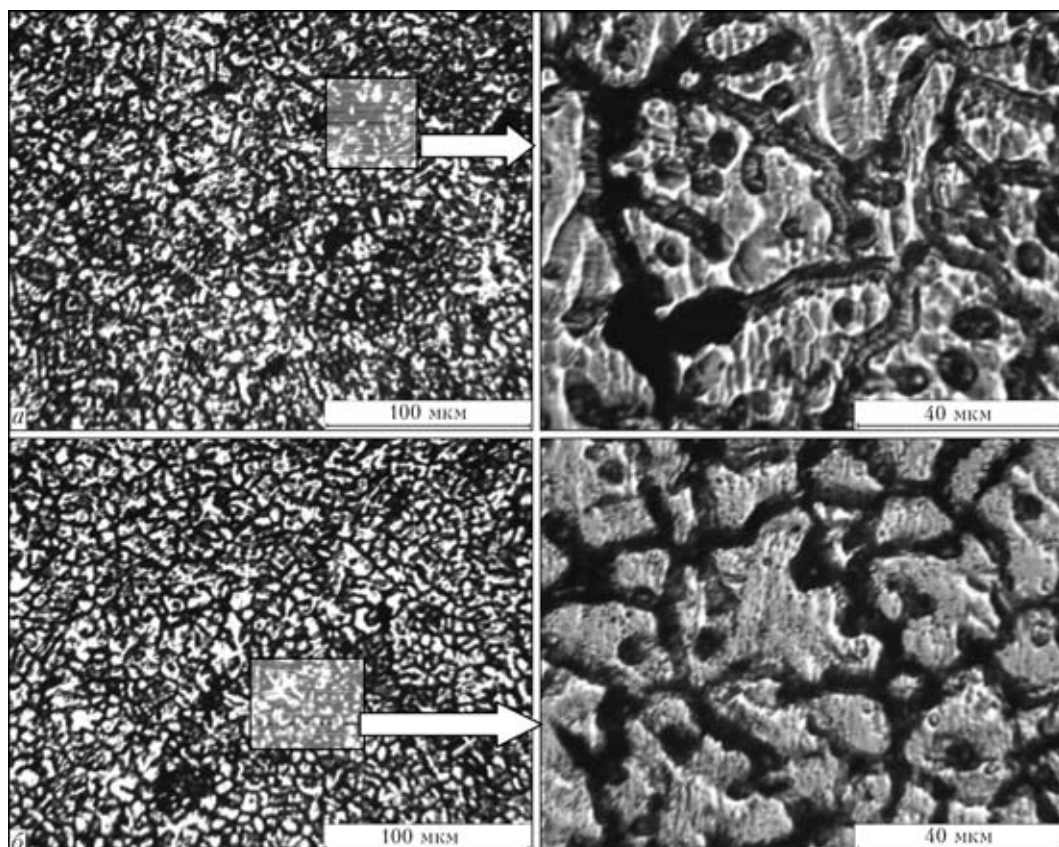


Рис. 4. Микроструктура металла шва, полученная при частоте импульсов 50 (а) и 100 Гц (б), после сварки

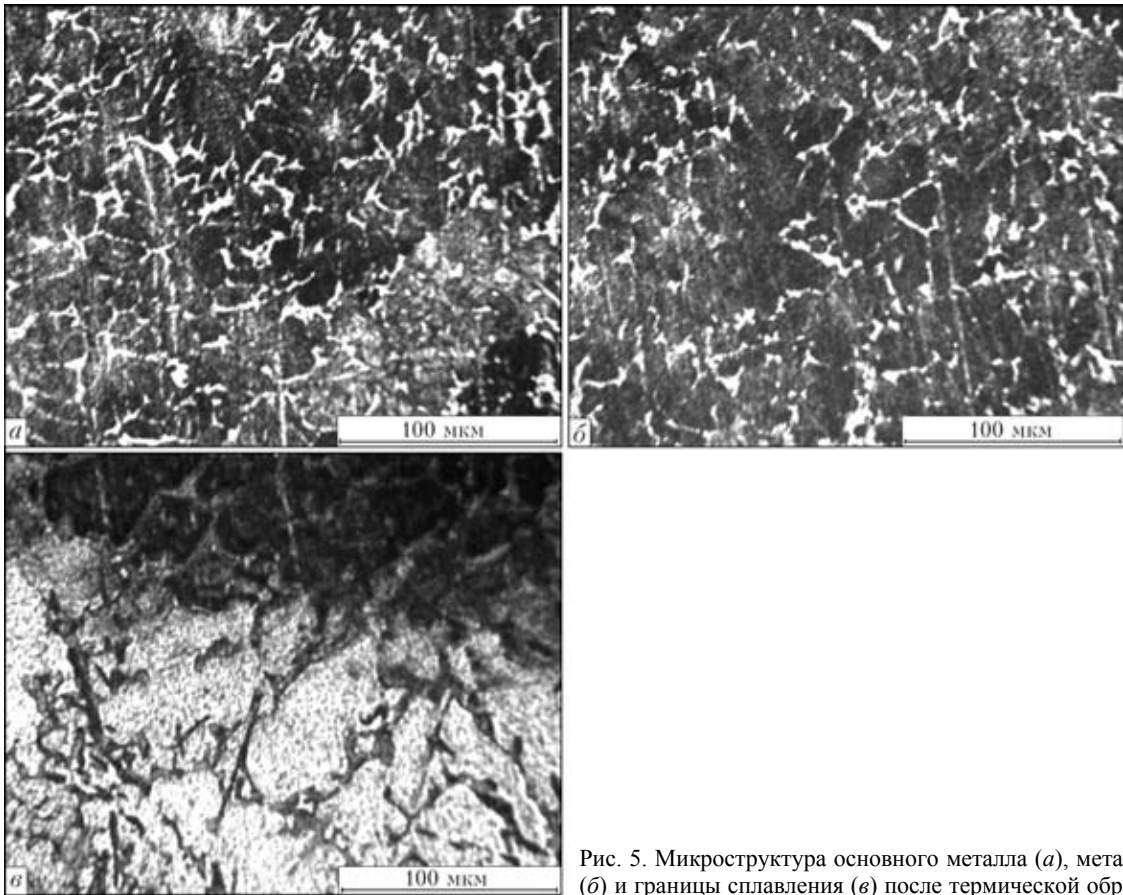


Рис. 5. Микроструктура основного металла (а), металла ЗТВ (б) и границы сплавления (в) после термической обработки

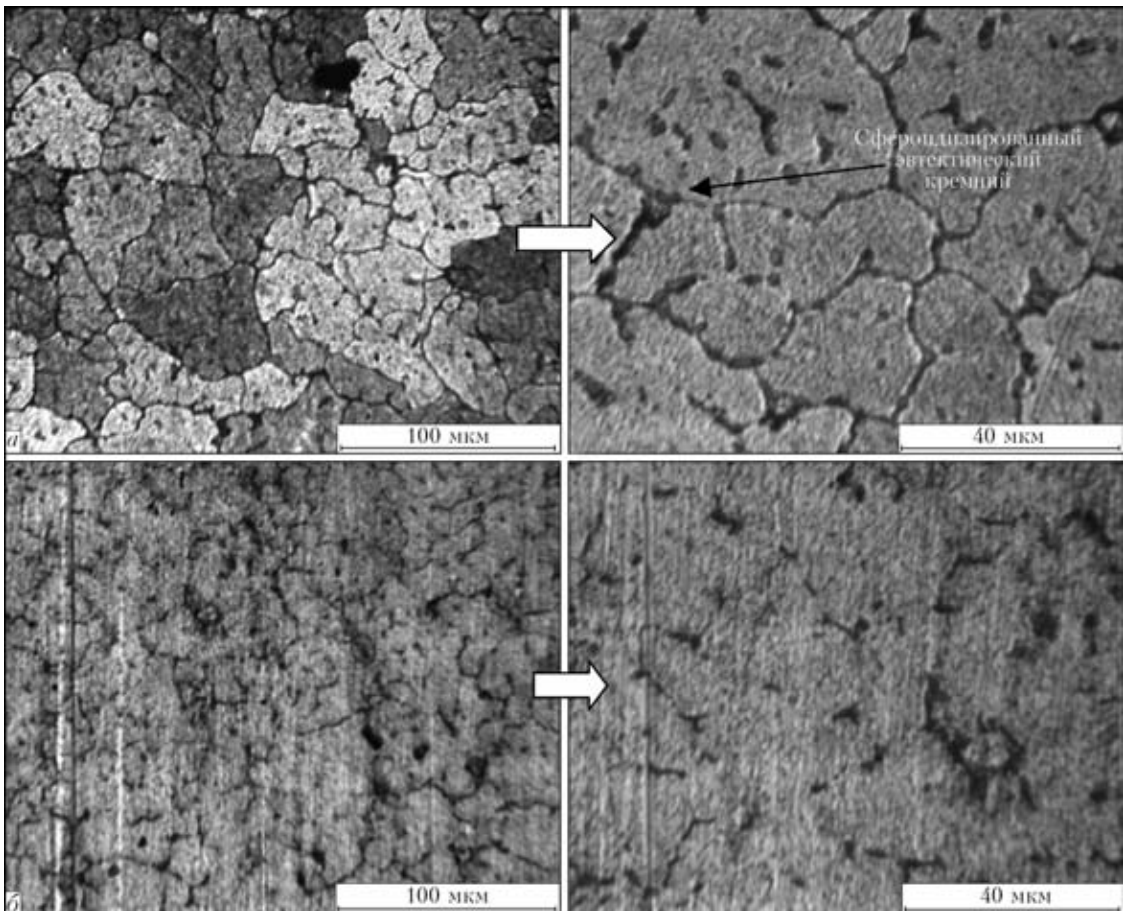


Рис. 6. Микроструктура металла шва, полученного при частоте импульсов 50 (а) и 100 Гц (б) после термической обработки

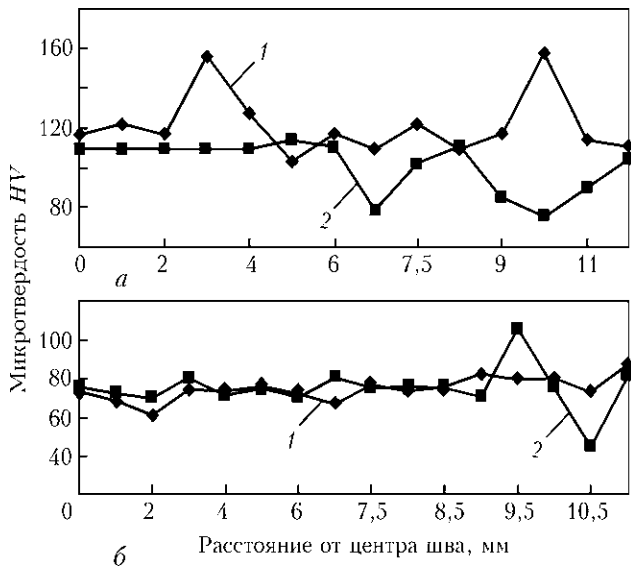


Рис. 7. Распределение микротвердости в металле сварного соединения, выполненного при частоте импульсов 100 (1) и 50 Гц (2), в состоянии после сварки (а) и последующей термической обработки (б)

50 Гц (рис. 4). Эти наблюдения имеют отношение к более ранним разработкам [2–4, 9–11]. Послесварочная термическая обработка (Т6) сварных соединений показала существенные изменения в микроструктуре всех зон — основного металла, металла ЗТВ, границ сплавления и металла шва (рис. 5, 6), а также привела к сокращению доли кристаллов второй фазы (рис. 6). Микроструктура послесварочных образцов, которые прошли термическую обработку, показала, что она ведет к растворению низкоплавящихся фаз по границе зерен, и в то же время происходит сфероидизация эвтектического кремния в металле шва. Сокращение доли вторичных частиц и мелких выделений из металла шва и ЗТВ должно уменьшить микротвердость.

Микротвердость металла шва, полученная при частоте импульсов 100 Гц, оказалась выше, чем полученная при частоте 50 Гц (табл. 2). Увеличение микротвердости металла шва может происходить в результате измельчения зерен α -Al при более высокой частоте импульсов. Изменение твердости в зависимости от расстояния от центра шва приведено на рис. 7, 8. Как видно из рис. 7, частота импульсов оказывает большее влияние на микротвердость в состоянии после сварки, чем при термической обработке, однако влияние послесварочной обработки на микротвердость от центра шва до основного металла более очевидно (рис. 8). После термической обработки твердость заметно уменьшается, что может быть обусловлено возвратом и перестариванием выделений вблизи линии сплавления и в металле ЗТВ, поскольку алюминий-медные сплавы, как известно, имеют склонность к перестариванию во время сварки [2]. Понижение твердости также может

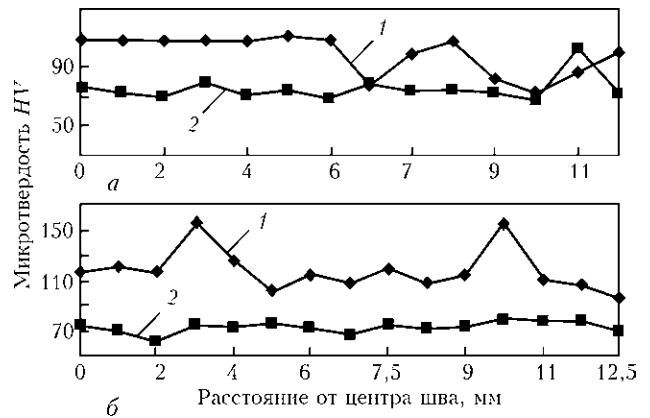


Рис. 8. Распределение микротвердости в металле сварного соединения, выполненном после сварки (1) и последующей термообработки (2) и частоте импульсов 50 (а) и 100 Гц (б)

Таблица 2. Микротвердость металла шва соединений сплава 2218

№ образца	$f_{\text{имп}}$, Гц	ПВ, %	Микротвердость (HV) в условиях	
			после сварки	после термообработки
1	100	35	122,2	71,2
2	50	30	109,8	74,25

быть объяснено укрупнением алюминиевых зерен и растворением частицы второй фазы в матрице алюминия. Обнаружено, что твердость металла шва в условиях термической обработки ниже, чем в состоянии после сварки при обеих импульсных частотах. К тому же послесварочная закалка увеличила согласованность показателей твердости металла шва и ЗТВ.

В заключение следует отметить, что доля низкоплавящейся вторичной фазы, богатой легирующими элементами и проходящей по границе зерен, уменьшается с приближением от основного металла к границе сплавления.

Более высокая частота импульсов (100 Гц) приводит к более мелкой структуре зерен в металле шва по сравнению с более низкой частотой импульсов (50 Гц).

Термическая обработка приводит к существенному сокращению доли составляющей второй фазы в металле ЗТВ и металле шва, при этом происходит сфероидизация эвтектического кремния.

Послесварочная термообработка приводит к значительному снижению твердости металла шва и ЗТВ, однако согласованность распределения твердости от основного металла до границы сплавления шва увеличивается.

- Dudas J., Handins F. R. Preventing weld cracks in high strength aluminum alloys // Welding J. — 1966. — № 6. — P. 241–249.
- Sindo Kou. Welding metallurgy. — 2nd ed. — New York: John Wiley & Sons, 2003.



3. *Ma T., Den Ouden G.* Softening Behaviour of Al–Mg–Zn alloys due to welding // *Mater. Sci. and Eng. A.* — 1999. — 266. — P. 198–204.
4. *K. Prasada Rao.* Fusion zone grain refinement in GTA welds using magnetic arc oscillation and current pulsing // *Proc. of the National conf. on recent advances in materials processing (RAMP-2001)*, 7–8 Sept., 2001. — 2001. — P. 176–196.
5. *Grain refinement through arc manipulation techniques in Al–Cu welds / K. Rao, S. R. Madhusudan Reddy, G. Kamaraj, M. K. P. Rao // Mater. Sci. and Eng. A.* — 2005. — 404. — P. 227–234.
6. *Haug C., Kou S.* Liquation cracking in full penetration Al–Cu welds // *Welding J.* — 2004. — № 2. — P. 50–58.
7. *Haug C., Kou S.* Liquation mechanisms in multi component aluminum alloys during welding // *Ibid.* — 2004. — № 10. — P. 211–222.
8. *Gupta R. K., Narayan Murty S. V. S.* Analysis of crack in aluminium alloy AA2219 weldment // *Eng. Failure Analysis.* — 2006. — № 13. — P. 1370–1375.
9. *Manti R., Dwivedi D. K., Agarwal A.* Pulse TIG welding of two Al–Mg–Si alloys // *Mater. Eng. and Performance (accepted)*.
10. *Manti R., Dwivedi D. K., Agarwal A.* Microstructure and hardness of Al–Mg–Si weldments produced by pulse GTA welding // *Intern. J. of Advance Manufacturing Technology.* — 2008. — 36, № 3/4. — P. 269–263.
11. *Manti R., Dwivedi D. K.* Influence of pulse TIG welding parameters on microstructure and microhardness of Al–Mg–Si alloys weld joints // *Intern. conf. on advances in materials processing and characterization*, Chennai: Anna University, 2006, 28–30 Aug. — P. 524–531.

The paper deals with the microstructure, phase composition and microhardness of metal in welded joints of aluminium-copper alloy (Al 2218) made by gas-shielded tungsten-electrode pulsed-arc welding in as-welded condition and after heat treatment. Heat treatment lowers the hardness of welded joint metal. High frequency of pulses (100 Hz) promotes achievement of a more fine-grained structure of weld metal compared to 50 Hz frequency. Heat treatment leads to a significant reduction of the share of the second phase in the metal of the HAZ and weld as a result of eutectic silicon spheroidization.

Поступила в редакцию 11.06.2008

ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА

Процесс ЭПО осуществляется на установках, имеющих следующую схему. Изделие устанавливается на стандартный манипулятор. Под изделие, которое является катодом, подводят электролитный нагреватель, включенный в электрическую цепь как анод. Электролит из бака подается насосом в нагреватель и замыкает электрическую цепь между электродом (сетчатым анодом) и поверхностью изделия через электролит (водный раствор соли).

Преобразование электрической энергии в тепло идет в слое плазмы, приграничном изделию (катоде).

Плазмообразующим материалом является электролит на водной основе, поэтому им же осуществляется охлаждение нагретой поверхности. Для повышения производительности обработку можно выполнять несколькими нагревателями одновременно. ЭПО повышает работоспособность изделия в 2–3 раза. Технология позволяет в широких пределах изменять скорость нагрева и охлаждения (50–400 °C/с) и соответственно толщину закаленного слоя (от 0,1 до 10 мм).



Контакты: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11, отд. № 6.
Тел.: (38044) 287 26 88