



МЕХАНИЗМ ВЛИЯНИЯ СКАНДИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В96, ПОЛУЧЕННЫХ ДУГОВОЙ СВАРКОЙ

Ю. А. ХОХЛОВА, А. А. ЧАЙКА, В. Е. ФЕДОРЧУК, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

При дуговой сварке высоколегированного алюминиевого сплава В96 вследствие нагрева основного металла по границам зерен в зоне термического влияния (ЗТВ) оплавляются легкоплавкие (эвтектические) фазы. Они являются причиной образования горячих микротрещин в ЗТВ, а после охлаждения снижают уровень механических свойств соединений. Легирование сплава скандием тормозит процессы рекристаллизации, способствуя формированию дисперсной структуры эвтектических выделений по границам зерен и, как следствие, повышению механических свойств соединений.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, дуговая сварка, горячеломкость, структурные превращения, эвтектика, скандий, прочность, микромеханические испытания, индентер Берковича, микротвердость, модуль Юнга, коэффициент пластичности

При дуговой сварке высоколегированного сплава В96 в процессе нагрева основного металла легкоплавкие составляющие оплавляются и образуют в зоне сплавления после охлаждения хрупкие прослойки, которые и являются причиной зарождения кристаллизационных трещин [1] (рис. 1, 2). Сплавы этого типа относятся к категории наиболее высокопрочных алюминиевых сплавов. Они предназначены для производства легких прессованных и кованных изделий в машиностроении и являются опытными конструкционными материалами [2]. Для предотвращения появления кристаллизационных трещин обычно проводят легирование сплава В96 скандием, весьма дорогостоящим легирующим элементом. Известно, что добавки скандия оказывают положительное влияние на механические свойства алюминиевых сплавов за счет модифицирования литой структуры, повышения температуры рекристаллизации, а также эффекта дисперсионного и структурного упрочнения.

В настоящее время изучено влияние скандия на многие перспективные алюминиевые сплавы [3], разработан целый ряд алюминиевых сплавов со скандием, но в меньшей степени исследовано его влияние на процессы, происходящие в зоне термического влияния (ЗТВ) и металле шва.

Цель настоящей работы — изучить механизм влияния скандия на улучшение структуры и повышение микромеханических свойств эвтектики, образующейся при дуговой сварке в ЗТВ на границе сплавления.

Методика проведения комплекса механических исследований предполагает создание образцов-имитаторов из сплавов, химический и структурный состав которых соответствует эвтектике хрупких прослоек в зоне сплавления сварных швов. Материалом для исследований служили сварные соединения сплава типа В96 двух модификаций, полученные при дуговом способе сварки. Химический состав исходных сплавов В96 и В96+Sc приведен в таблице и сечении изотермического тетраэдра 460° системы Al–Mg–Cu–Zn (8 мас. % Zn) со следующими фазами (рис. 3) [4, 5]: α — твердый раствор магния, цинка, меди в алюминии; θ — CuAl_2 ; S — Al_2CuMg ; T — AlCuMgZn образует фазы $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ и Al_6CuMg_4 ;

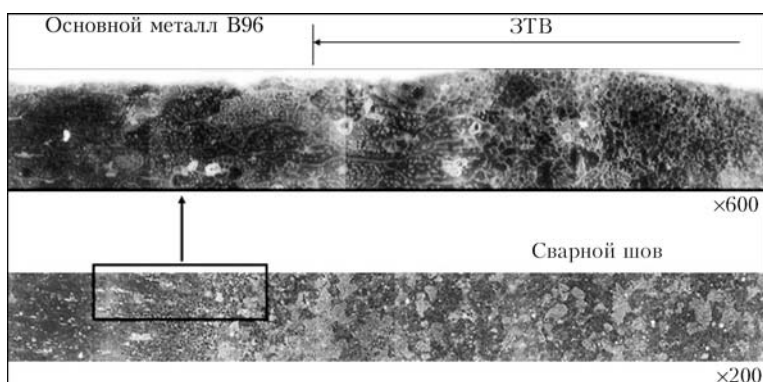


Рис. 1. Микроструктура вблизи ЗТВ соединения сплава В96, полученного дуговой сваркой



M — AlCuMgZn (образует фазы MgZn₂ системы Mg–Zn и AlCuMg системы Al–Cu–Mg; *Z* — AlCuMgZn (образует фазы Mg₂Zn₁₁ системы Mg–Zn и Al₁₀Cu₇Mg₃ системы Al–Cu–Mg).

Скандий отличается малой (0,35 %) растворимостью в твердом алюминии и при его концентрации, немного большей предельной, уже появляются первичные интерметаллиды. Они образуются при обычных условиях литья и имеют вид грубых, неравномерно распределенных включений [6].

Процесс плавления и кристаллизации обоих сплавов включает два этапа. Сначала плавится легкоплавкая эвтектика при температуре 480 °С. Этот кратковременный процесс быстро завершается и начиная с 580 °С происходит плавление твердого раствора. При охлаждении сначала кристаллизуется твердый раствор, а затем эвтектика [7]. Общий интервал кристаллизации составляет приблизительно 170 °С, объем эвтектики незначительный (менее 2 %). Полученные данные об образовании эвтектики в широком интервале температур 480...580 °С свидетельствуют о вероятности появления эвтектических выделений и охрупчивания металла ЗТВ на значительном расстоянии от границы сплавления, а широкий интервал кристаллизации сплава и малое содержание эвтектики на завершающем этапе затвердевания — о повышенной склонности к образованию горячих трещин в металле шва.

При сварке сплава В96 в металле шва формируется мелкая структура с непрерывными эвтектическими выделениями по границам и ячейкам дендритов. В случае введения в сплав скандия размеры зерен уменьшаются, образуется субдендритная структура и меняется характер распределения эвтектики. Размер зерна в металле шва, содержащем 0,3 % Sc, уменьшается с 0,100...0,050 до 0,030...0,001 мм. Эвтектические выделения расположены только по границам субдендритных зерен (см. рис. 1). В металле швов, выполненных на сплаве В96 + Sc, образуются отдельные интерметаллиды правильной геометрической формы, имеющие размер 3...7 мкм.

При исследовании структуры участка ЗТВ при температуре ликвидус–солидус выявлены различные эвтектические образования в обоих исследуемых сплавах. На их форму и размеры влияет исходная структура основного металла. Так, при непрерывных строчечных выделениях избыточных фаз в основном металле выделения эвтектики тонкие и протяженные, а при наличии отдельных включений они образуют локальные объемы эвтектики. Последние сосредоточены по месту рас-

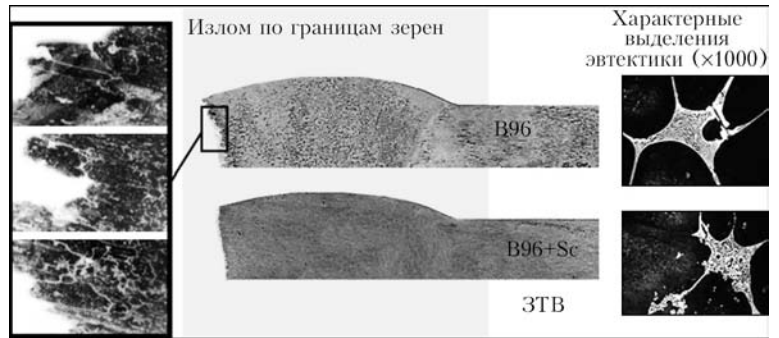


Рис. 2. Микроструктура излома по границам зерен в местах скопления хрупких прослоек из легкоплавких составляющих (×800) и вблизи ЗТВ (×1200) соединений сплавов В96 и В96+Sc, полученных дуговой сваркой

Химический состав (мас. %) исходных сплавов В96 и В96+Sc*

Сплав	Zn	Mg	Cu	Sc	Mn	Zr
В96	8,4...8,8	2,5...2,7	2,4...2,6	—	0,20...0,26	0,15...0,18
В96+Sc	8,6...8,9	2,6...2,8	2,1...2,4	0,27...0,31	0,19...0,25	0,15...0,18

* Остальное алюминий.

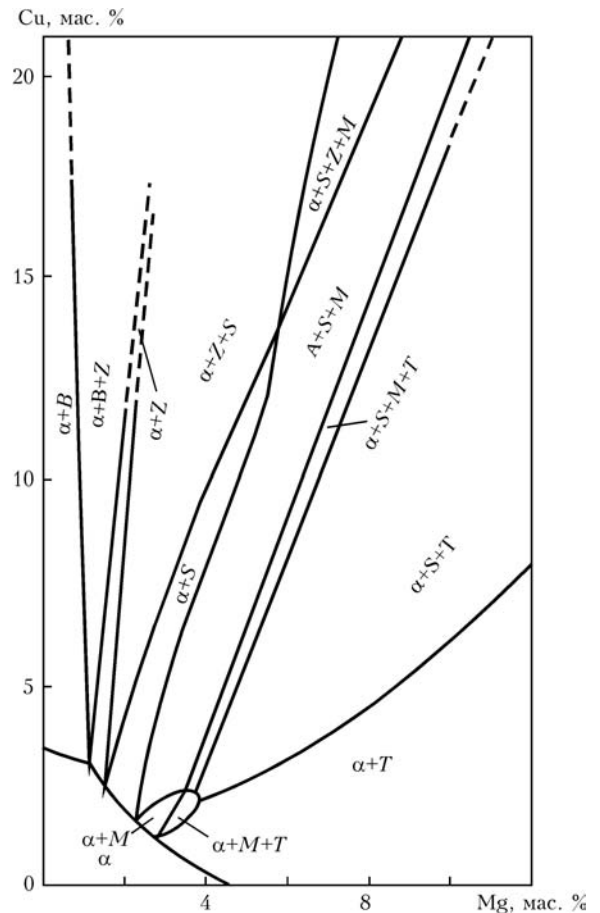


Рис. 3. Сечение изотермического тетраэдра 460° системы Al–Mg–Cu–Zn (8 мас. % Zn)

положения избыточных фаз. По мере приближения к границе сплавления с повышением температуры сначала оплавляются многоугольные стыки зерен, образуя непрерывные прослойки. При введении скандия в основной металл процесс опла-

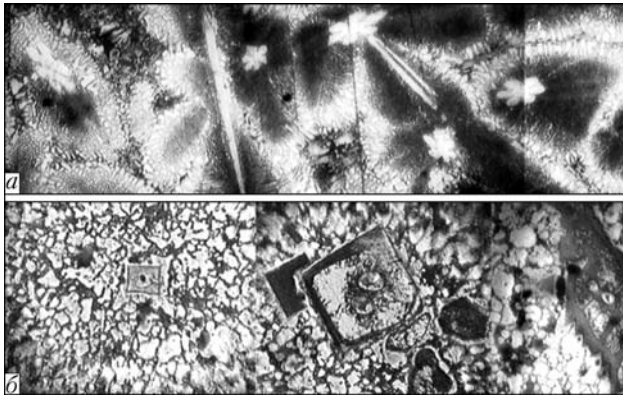


Рис. 4. Микроструктура (X600) эвтектики образцов-имитаторов сварных соединений сплавов В96 (а) и В96+Sc (б), полученных дуговой сваркой

ления происходит менее реактивно. Его характер в основном локальный (за исключением отдельных вытянутых эвтектических структурообразований), наблюдается уменьшение степени рекристаллизации. Включения алюминиево-скандиевых фаз сохраняются в ЗТВ в несколько измененной форме, они располагаются как по телу зерна, так и в скоплениях эвтектики.

Методом микрорентгеноспектрального анализа ЗТВ соединений, полученных при дуговой сварке сплавов В96 и В96+Sc без использования приса-

дочных проволок, определен химический состав эвтектических выделений по границам зерен.

Эвтектические выделения в сплаве В96 имеют состав, мас. %: 28 Zn; 15,9 Cu; 10,5...11,0 Mg (компактные эвтектические); 27,7 Zn; 16 Cu; 12...12,5 Mg (непрерывные пограничные выделения), т. е. образованные эвтектики независимо от формы имеют практически одинаковый состав. В сплаве В96+Sc эвтектические выделения характеризуются широким диапазоном изменения содержания элементов. Детальный микрорентгеноспектральный анализ в разных точках выделений позволил определить два вида эвтектик: один отличается повышенным уровнем содержания следующих элементов, мас. %: 25...27 Zn, 17,9...18,2 Cu, 11,7...12,0 Mg, а второй — их пониженным уровнем (15,5...18,2 Zn; 8...21 Cu; 4,6...5,3 Mg) и наличием 3,1...8,4 Sc.

Были изготовлены слитки, структурно и по химическому составу, имитирующие эвтектику оплавленных прослоек, образующихся вблизи границы сплавления при дуговой сварке. Для изготовления слитков соответствующего химического состава использовали сплавы, включающие следующие элементы, мас. %: 28 Zn, 16 Cu, 13 Mg, остальное алюминий и 17 Zn, 10 Cu, 5 Mg, 6 Sc, остальное алюминий. Применяли электролитическую медь и цинк, алюминий высокой чистоты

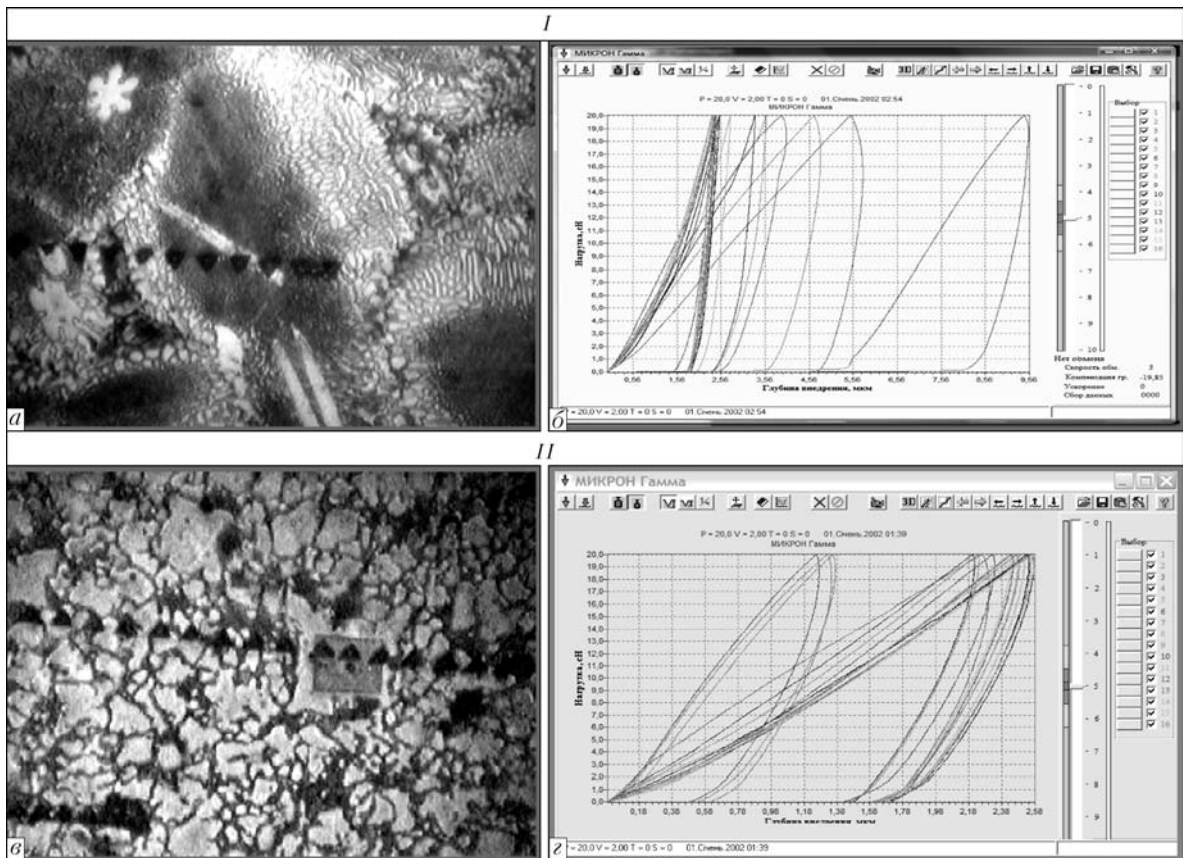


Рис. 5. Отпечатки индентера (а, в, X600) и диаграмма нагружение-разгружение (б, г), полученные для эвтектик сплавов В96 (I) и В96+Sc (II)



А995. Для введения скандия использовали лигатуру, содержащую 2 мас. % Sc, которую предварительно расплавили в тигле, а затем постепенно охлаждали до комнатной температуры. Включения интерметаллидов оседали на дно изложницы, образуя слой слитка с содержанием скандия 16 мас. %. По данным микрорентгеноспектрального анализа, скандий по высоте слитка распределялся следующим образом, мас. %: в нижней части — 16,600, в середине — 0,511, в верхней — 0,470. Для введения в шихту скандия использовали нижний слой слитка. Плавку осуществляли в муфельной печи в графитовом тигле. Расплавленный металл отливали в специальную форму, которая давала возможность сразу получать образцы типа МИ-3 для механических испытаний, а затем исследовали их структуру и химический состав.

Металлографическое исследование показало, что структура литых образцов в основном эвтектическая. Образцы, соответствующие эвтектике сплава Al–Zn–Cu–Mg, имеют более разнородное и крупнодендритное строение (рис. 4, а). Эвтектика, содержащая скандий, более дисперсна, но в ней присутствуют отдельные крупные интерметаллиды скандия (рис. 4, б).

Механические свойства сплавов соответствующих эвтектикам Al–Zn–Mg–Cu и Al–Zn–Mg–Cu–Sc определяли на образцах указанного выше типа, которые разрушались хрупко, без образования участков пластичности. Характер разрушения изменялся от глубоко развивающегося к прямолинейному, при этом у эвтектики наблюдалось повышение значения прочности (в случае наличия скандия). Прочность образцов из сплава В96+Sc составляла 141 МПа, а из сплава В96 — 134 МПа.

Микромеханические испытания проводили с помощью компьютеризированной зондовой системы «Микрон-гамма» трехгранным индентером Берковича [8, 9]. Микротвердость эвтектики сплава В96 разной формы и травления составляла от 0,024 до 0,390 ГПа. Наибольшее значение микротвердости имела светлая эвтектика, а наимень-

шее значение определено в середине больших темных вторичных дендритных структур (рис. 5, а). Микротвердость сплава В96+Sc составляла от 0,325 до 1,324 ГПа, а темной фазы — 1,324 ГПа. Микротвердость отдельных крупных интерметаллидов скандия незначительно отличалась от микротвердости самой эвтектики со скандием (рис. 5, б), но при этом значения модуля упругости Юнга были на 40 % выше, чем у эвтектики со скандием. Значения микротвердости эвтектики сплава В96+Sc на 41 % выше, чем у сплава В96. Коэффициент пластичности эвтектик сохранялся на одном уровне.

Таким образом, при сварке сплава В96 охрупчивание происходит на значительном расстоянии от границы сплавления. Добавки скандия в сплав В96 тормозят процессы рекристаллизации и уменьшают степень ликвации. Модификация сплава способствует улучшению структуры, сохранению пластичности и повышению микротвердости на 41 %, модуля упругости на 40 %, прочности на 5 %.

1. Овсянников Б. В., Дорошенко Н. М., Замятин В. М. Кристаллизационные трещины в слитках высокопрочных алюминиевых сплавов // *Технология легких сплавов*. — 2005. — № 1–4. — С. 117–121.
2. Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–1999 и 2000–2015 гг. // *Там же*. — 2002. — № 4. — С. 12–17.
3. *Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства* / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина и др. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
4. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 640 с.
5. *Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния*: Справ. — М.: Наука, 1977. — 228 с.
6. Волков В. А. Влияние легирующих элементов на процессы распада сплавов Al–Li и Al–Sc: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. — Киев, 1987. — 22 с.
7. *Некоторые особенности распада пересыщенного твердого раствора сплавов системы Al–Sc* / А. Л. Березина, В. А. Волков, Б. П. Домашникова, К. В. Чуистов // *Металлофиз.* — 1987. — 9, № 5. — С. 43–45.
8. Григорович В. К. Твердость и микротвердость металлов. — М.: Наука, 1976. — 230 с.
9. Oliver W. C., Pharr G. M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology // *J. Mater. Res.* — 2004. — № 19. — P. 3–20.

In argon-arc welding of high-alloyed aluminium alloy V96 the low-melting (eutectic) phases are surface-melted along the grain boundaries in the near-weld zone as a result of base metal heating. They are the cause for formation of hot microcracks in the near-weld zone, and after cooling they lower the level of mechanical properties of the joints. Scandium additives to the alloy slow down the recrystallization processes, promoting formation of dispersed structure of the eutectic precipitates along the grain boundaries, and, consequently, improvement of the joint mechanical properties.

Поступила в редакцию 19.06.2008