



ОСОБЕННОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ СКАНДИЕМ МЕТАЛЛА ШВОВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В. Е. ФЕДОРЧУК, О. С. КУШНАРЕВА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрен вопрос влияния скорости кристаллизации на структуру металла шва скандийсодержащих сплавов алюминия. Исследованы особенности выделения скандия из расплава при кристаллизации алюминиевых сплавов в неравновесных условиях, имитирующих сварку плавлением. Разработана и экспериментально подтверждена методика проведения исследований. Преимущество предложенной методики перед существующими заключается в том, что она позволяет имитировать практически все способы плавлением, от аргонодуговой сварки неплавящимся электродом до электронно-лучевой. Показано, что методика полностью удовлетворяет поставленным целям. Микроструктурными исследованиями слитков по высоте показано, что в интервале скоростей кристаллизации от $10^{3,3}$ до $10^{2,5}$ °C/с происходит смена формы кристаллизации от дендритной к субдендритной. Установлено, что при скоростях кристаллизации, соизмеримых с кристаллизацией металла швов, в твердом растворе сплавов может содержаться до 0,41 % скандия. При использовании высококонцентрированных источников энергии, таких как электронный луч, возможно достижение аналогичного показателя и в сварных швах. При дуговых способах сварки в твердом растворе металла шва может усваиваться примерно 0,3 % скандия. Установлено, что для получения максимального эффекта от легирования сварных швов скандием, необходимо обеспечивать его содержание в металле шва на уровне 0,35...0,4 мас. %. В этом случае повышение механических свойств металла шва обеспечивается как за счет измельчения кристаллической структуры металла, так и за счет упрочнения твердого раствора скандием. Библиогр. 7, табл. 3, рис. 4.

Ключевые слова: высокопрочные алюминиевые сплавы, скандий, легирование, металл шва, модифицирование литой структуры

При создании новых сплавов всегда проводятся исследования, направленные на оптимизацию количества модифицирующих добавок, вводимых в сплав. Особенно актуально проведение таких исследований при использовании скандия, так как его введение в алюминиевые сплавы повышает их стоимость в 5...10 раз [1–3]. Однако такие исследования проводятся для условий промышленного производства алюминиевых сплавов, где скорости кристаллизации слитков невысокие и в дальнейшем они подвергаются обработке давлением (прессование, экструзия, прокатка). В случае с металлом шва ситуация несколько иная. Шов имеет литую структуру, которая в дальнейшем не подвергается обработке давлением, а скорости кристаллизации расплава на 1...2 порядка выше, чем при промышленном производстве сплавов [4].

Цель данной работы — разработка методики получения слитков при скорости кристаллизации, соответствующей кристаллизации металла шва при сварке плавлением и определение особенностей легирования металла шва скандием при сварке высокопрочных алюминиевых сплавов.

Исследования проводили на слитках модельных сплавов следующего состава: 99,95 % Al, Al–0,8 % Sc, Al–0,6 % Sc, Al–6,3 % Cu–0,8 % Sc,

Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc. С целью получения однородного химического состава во всех исследуемых точках, сплавы предварительно выплавляли в печах сопротивления, с последующей кристаллизацией при скорости 10...30 °C/с. После этого слитки измельчали и подготавливали шихту для дальнейших экспериментов. Металл разливали в специально разработанную клиноподобную водоохлаждаемую изложницу, позволяющую получить по высоте слитка разные скорости кристаллизации расплава. В узкой части слиток имел толщину 0,5 мм, в широкой — 15 мм, высота слитка составляла 95 мм. Скорость охлаждения в разных участках клинообразного слитка рассчитывали на основе методики, предложенной В. И. Добаткиным [5], по дендритному параметру кристаллитов.

Методика эксперимента. Перед литьем расплав перегревали до температуры 1000 °C до полного растворения всех интерметаллидов, затем охлаждали в тигле при непрерывном перемешивании до температуры литья и кристаллизовали в изложницу. Скорость кристаллизации металла определяли по структуре слитка из чистого алюминия (99,95 % Al). Анализ микроструктуры слитка показал, что она дендритная по всему сече-

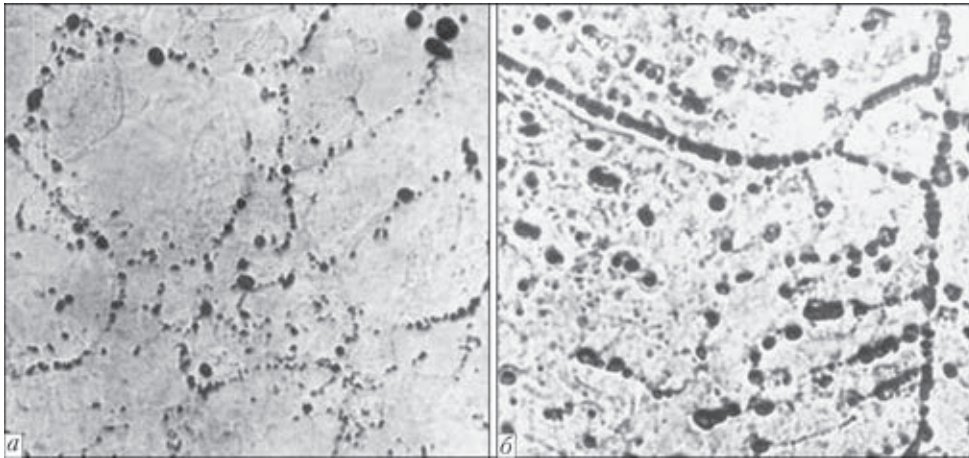


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) литого металла сплава Al–0,8 % Sc, полученного методом быстрой кристаллизации расплава от 800 °C при скорости кристаллизации 10^2 (а) и 10^5 (б) °C/c

нию. Размер дендритов изменяется от 700 до 3000 мкм в зоне максимальной и минимальной скоростей кристаллизации соответственно. Измерение дендритного параметра показало, что в узкой части слитка он составляет 2,7...3,0 мкм, что соответствует скорости кристаллизации $\sim 10^{4,5} \dots 10^{5,0}$ °C/c [5]. При переходе от узкой части слитка к широкой размер дендритов и дендритный параметр постепенно увеличивается. В средней части слитка структура соответствует таковой для швов, полученных при электронно-лучевой сварке ($\sim 10^3$ °C/c). В широкой части слитка дендритный параметр составляет 25...27 мкм, что соответствует скорости кристаллизации $\sim 10^2$ °C/c, характерной для аргодуговой сварки алюминиевых сплавов неплавящимся электродом.

Добавка скандия в алюминий изменяет характер кристаллизации слитков. Так, для сплава с 0,8 % скандия, в узкой части, где наблюдается максимальная скорость кристаллизации, образуется дендритная структура (рис. 1). В широкой части слитка, при скорости кристаллизации 10^2 °C/c образуется субдендритная структура.

Рентгенографический и микрорентгеноспектральный анализ сплава Al–0,8 % Sc показали, что в узкой части слитка (скорость кристаллизации 10^5 °C/c) весь скандий находится в твердом растворе алюминия (табл. 1, 2). Подтверждением этого факта может быть исследование микротвердости твердого раствора слитков. Так, для сплава Al–0,8 % Sc непосредственно после литья средняя микротвердость слитка составляет 483 МПа, а после искусственного старения при 330 °C на протяжении 1000 с — 1281 МПа. Такое повышение микротвердости в системе Al–Sc может быть получено только при выделении скандия из твердого раствора и образовании дисперсных интерметаллидных частиц (рис. 2). Точно такой же характер изменения микротвердости наблюдается и на слитках сплава Al–0,6 % Sc, однако уменьшение содержания скандия приводит к умень-

шению микротвердости слитков до и после искусственного старения.

Анализ микроструктуры по высоте слитков показал, что в интервале скоростей кристаллизации от $10^{3,3}$ до $10^{2,5}$ °C/c структура слитков смешанная — дендритно-субдендритная, то есть при этих скоростях кристаллизации происходит смена формы кристаллизации от дендритной к субдендритной. Микротвердость слитков уменьшается из-за выделения части скандия в первичные интерметаллиды и, соответственно, обеднения твердого раствора скандия в алюминии.

При скорости кристаллизации 10^2 °C/c структура слитка Al–0,8 % Sc субдендритная. Максимальный размер субдендритов составляет 75 мкм, минимальный — 20 мкм. Содержание скандия в твердом растворе уменьшается до 0,41 % (табл. 1). Средний размер первичных скандиевых интерметаллидов составляет 10...12 мкм. Содержание скандия в них изменяется от 14,3 до 20,6 %. Часть скандия входит в состав эвтектических выделений по границам субдендритов. Протяженность таких колоний может достигать 45 мкм.

Из проведенных данных можно сделать заключение, что при нагреве расплава выше 800 °C происходит полное растворение интерметаллидов скандия, унаследованных от шихтовых материалов. При скорости кристаллизации 10^5 °C/c по твердому раствору слитков можно судить о состоянии расплава на момент литья сплава. При ско-

Т а б л и ц а 1. Содержание скандия в разных зонах слитков сплава Al–0,8 % Sc

Скорость кристаллизации, °C/c	Структурная составляющая	Скандий, мас. %
10^2	Основа (твердый раствор)	0,427
	Интерметаллид	18,551
10^5	Основа (твердый раствор)	0,812
	Интерметаллид	-



рости кристаллизации 10^2 °C/c по структуре слитков можно прогнозировать структуру металла швов реальных сварных соединений.

Исследование особенностей кристаллизации модельных сплавов. Для всех сплавов, которые были перегреты выше 720 °C перед кристаллизацией и закристаллизованы со скоростью 10^5 °C/c, методами оптической и сканирующей электронной микроскопии не удалось идентифицировать частицы интерметаллидов Al_3Sc . Рентгенофазовый анализ показал, что при скорости кристаллизации 10^5 °C/c эти частицы фиксируются только в образце, закристаллизованном от температуры 670 °C (табл. 2). Методом дифференциального термического анализа установлено, что интерметаллиды Al_3Sc в сплаве Al–0,8 % Sc начинают выделяться при 730 °C. В сплаве Al–6 % Cu–0,8 % Sc температура выделения интерметаллидов уменьшается на 15 °C и составляет 715 °C.

На рис. 3 приведено распределение скандия по сечению слитков при скорости кристаллизации 10^2 °C/c. Видно, что при температуре литья 670 °C наблюдаются области с повышенным содержанием скандия. При повышении температуры литья до 900 °C распределение скандия выравнивается по сечению слитков. Можно утверждать, что неравномерное распределение скандия, наблюдаемое в реальных швах сварных соединений, обусловлено металлургической наследственностью свариваемого металла и неравновесными условиями, в которых формируется шов [4, 6].

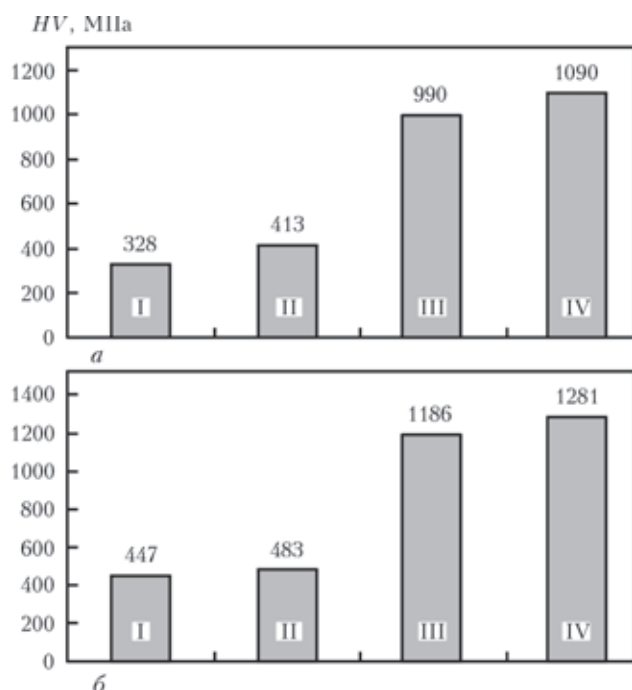


Рис. 2. Микротвердость литого металла сплавов Al–0,6 % Sc и Al–0,8 % Sc, полученных при разной скорости кристаллизации: а — 10^2 ; б — 10^5 °C/c; I, III (0,6 % Sc) — непосредственно после литья; II, IV (0,8 % Sc) — после дополнительного искусственного старения

Слитки сплава Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc кристаллизовали от трех температур: 800, 730 и 670 °C без предварительного перегрева. То есть нагревали до температуры литья и сразу кристаллизовали в медную клинообразную изложницу. Согласно данным равновесной диаграммы состояний системы Al–Sc при 800 °C скандий полностью растворен в расплаве, температура 730 °C — это температура начала образования интерметаллидных частиц Al_3Sc в расплаве, а 670 °C — приблизительная температура литья сплавов в промышленных условиях. Микроструктура полученных слитков представлена на рис. 4.

При большой скорости кристаллизации сплава Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc ($>10^3$ °C/c) образуется смешанная дендритно-субдендритная структура. При этом субдендритная структура наблюдается в виде небольших участков в центральной части слитков. Средний размер дендритов составляет 90, 70 и 60 мкм при температуре кристаллизации 670, 730 и 800 °C соответственно, субдендритов — 5...18 мкм. По границам дендритов и субдендритов наблюдаются эвтектические выделения, содержащие цинк, магний, медь и цирконий, по центру кристаллитов присутствуют выделения мелких скандиевых интерметаллидов. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в них, кроме скандия и циркония, содержатся основные легирующие элементы: цинк, магний, медь (табл. 3). При перегреве расплава до 900 °C и выше, а также последующем охлаждении до температуры литья, таких интерметаллидов не наблюдается. При кристаллизации от температуры 670 °C со скоростью 10^5 °C/c в твердом растворе сплава Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc содержится 0,21...0,28

Таблица 2. Результаты рентгенофазового анализа исследуемых сплавов

Сплав	Температура литья, °C	Скорость кристаллизации, °C/c	Наличие интерметаллидов Al_3Sc
Al–0,8 % Sc	670	10^2	+
		10^5	+
	720	10^2	+
		10^5	-
	800	10^2	+
		10^5	-
900	10^2	+	
	10^5	-	
Al–6 % Cu–0,8 % Sc	720	10^2	+
		10^5	-
	800	10^2	+
		10^5	-
	900	10^2	+
		10^5	-

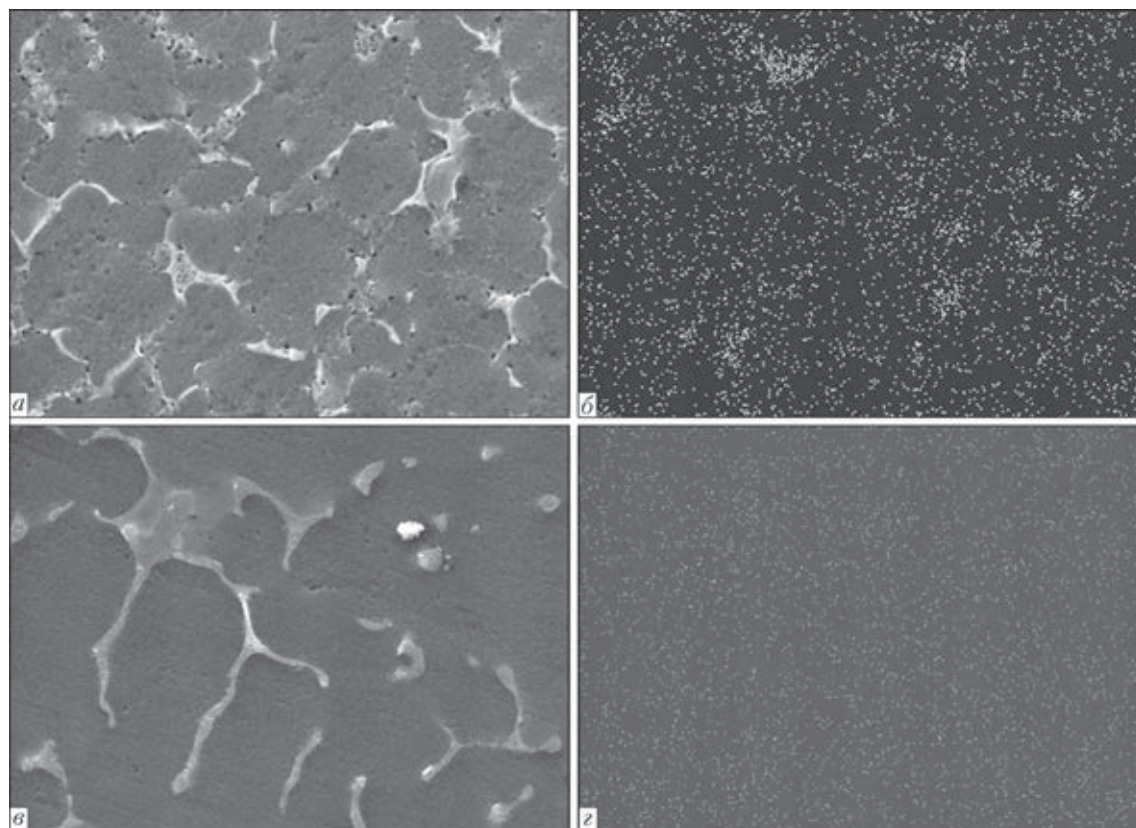


Рис. 3. Распределение ($\times 2020$) скандия по сечению слитка сплава Al–6,4 % Cu–0,8 % Sc, закристаллизованного от температуры 670 (а, б) и 900 °С (в, з) при скорости кристаллизации 10^2 °С/с

% Sc, а при кристаллизации от 800 °С с такой же скоростью — 0,45 % Sc. Средний размер интерметаллидов $Al_3(Sc,Zr)$ при температурах литья 730 и 800 °С составляет 1...3 мкм, максимальный — 10...12 мкм, при 670 °С максимальный размер интерметаллидов — 30 мкм.

При уменьшении скорости кристаллизации происходит постепенная смена формы кристаллизации от смешанной субдендритно-дендритной к субдендритной. Так, при литье от 800 °С этот процесс проходит в интервале скоростей $10^4...10^{3,5}$ °С/с, при литье от 800 °С в нагретую до 300 °С форму и при литье от 730 °С в холодную изложницу — в интер-

вале $10^{3,5}...10^{2,5}$ °С/с. То есть, при уменьшении степени переохлаждения расплава смена формы кристаллизации происходит при меньших ее скоростях. Средний размер субдендритов при минимальной скорости кристаллизации составляет 18 мкм, интерметаллидов $Al_3(Sc,Zr)$ — 3...6 мкм. При 670 °С форма кристаллизации по сечению слитков остается неизменной субдендритно-дендритной, однако при этом увеличиваются размеры дендритов от 90 до 180 мкм, субдендритов — от 5 до 18 мкм. Максимальный размер первичных интерметаллидов, которые выделяются по всему объему слитка — 30 мкм. Содержание скандия в твердом растворе — 0,18...0,22 %.

Т а б л и ц а 3. Химический состав (мас. %) структурных составляющих слитков сплава Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc

Температура литья, °С	Скорость кристаллизации, °С/с	Фаза	Sc	Zn	Mg	Cu	Zr
670	10^2	Твердый раствор	0,18	4,88	1,06	0,56	0,08
		Эвтектика	1,00	17,19	5,26	7,43	0,55
		Интерметаллид	16,94	3,41	0,22	0,22	29,00
	10^5	Твердый раствор	0,24	5,58	1,30	0,84	0,2
		Эвтектика	0,29	10,21	2,99	3,14	-
		Интерметаллид	16,13	3,01	-	0,46	16,76
800	10^2	Твердый раствор	0,21	5,70	1,24	0,71	-
		Эвтектика	0,96	12,20	3,63	4,68	1,70
		Интерметаллид	11,11	7,90	1,80	2,64	16,00
	10^5	Твердый раствор	0,46	6,08	1,49	1,03	-
		Эвтектика	0,30	16,83	5,20	7,44	-
		Интерметаллид	6,83	10,36	2,50	4,61	6,88

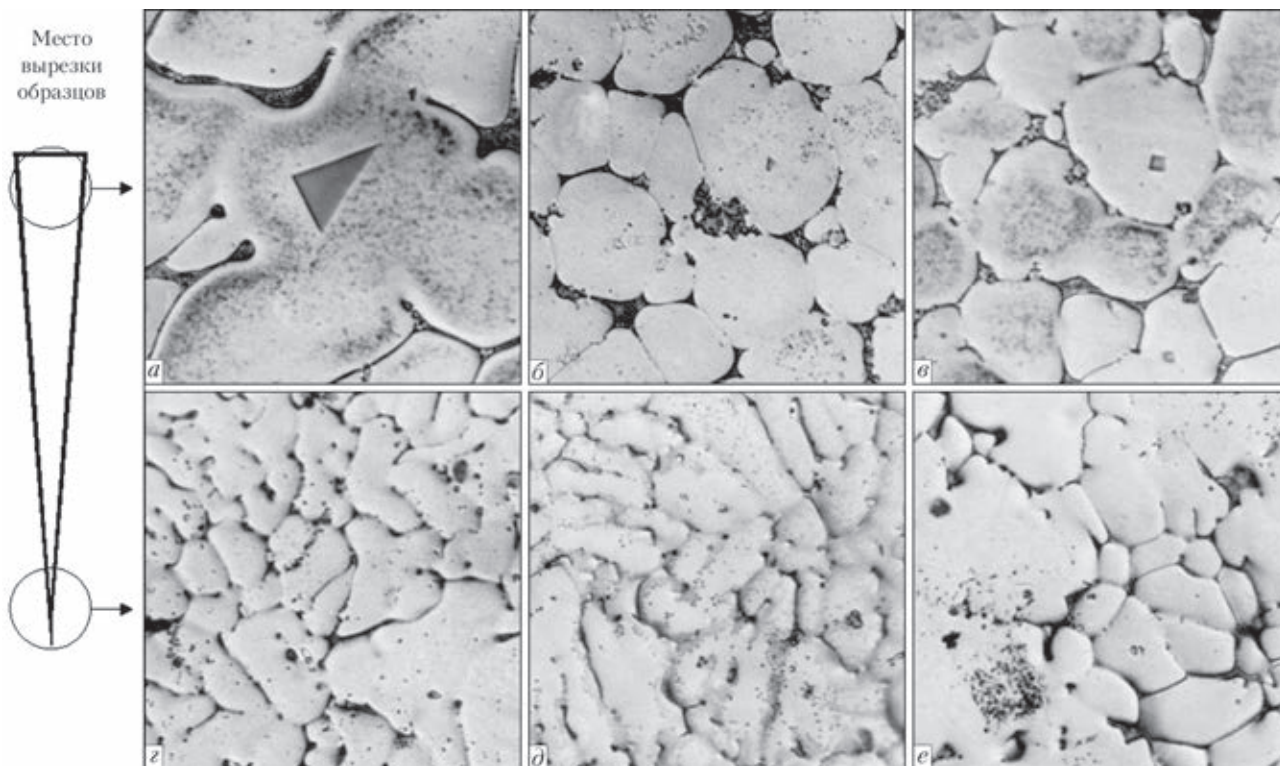


Рис. 4. Микроструктура ($\times 800$) литого металла сплава Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc, скорость кристаллизации 10^2 (a–c) и 10^5 °C/c (d–f): a, c — температура литья 670; б, d — 730; в, e — 800 °C/c

Таким образом, при скоростях кристаллизации, соизмеримых с кристаллизацией металла швов, в твердом растворе сплавов может содержаться до 0,41 % скандия. При использовании высококонцентрированных источников энергии, таких как электронный луч, возможно получение такого показателя и в реальных швах. В случае использования дуговых способов сварки в твердом растворе металла шва может усваиваться примерно 0,3 % скандия. Исходя из изложенного выше, можно сделать вывод о том, что в металле шва необходимо содержание скандия на уровне 0,35...0,4 %. Основываясь на ранее проводимых в ИЭС им. Е. О. Патона исследованиях реальных сварных швов [7], для обеспечения такой концентрации необходимо вводить 0,3 % скандия в свариваемый металл и 0,5 % скандия в присадочные проволоки. В этом случае повышение механических свойств металла швов будет обеспечиваться за счет измельчения зерна и твердорастворного упрочнения литого металла.

1. *Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys* / V. G. Davydov, T. D. Rostova, V. V. Zakharov et al. // *Mat. Sci. and Eng. A.* – 2000. – 280. – P. 30–36.
2. *Некоторые аспекты создания современных морских высокопрочных алюминиевых сплавов со скандием* / В. В. Рыбин, Г. Н. Андреев, Н. Н. Барахтина, Е. П. Осокин // *Вопр. материаловедения.* – 2006. – № 1. – С. 92–101.
3. *Fridlyander I. N., Danilov S. F., Malysheva E. N. Structure and properties of Al–Li alloys, alloyed with scandium* // *Aluminium–Lithium.* – 1992. – 1. – P. 381–386.
4. *Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов.* – Киев: Наук. думка, 1992. – 160 с.
5. *Избранные труды В. И. Добаткина: Сб. науч. тр.* – М.: Всерос. ин-т легких сплавов, 2001. – 668 с.
6. *Влияние добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва соединений алюминиевых сплавов после термообработки* / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. В. Лозовская и др. // *Автомат. сварка.* – 2006. – № 6. – С. 9–14.
7. *Ищенко А. Я. Структура и свойства соединений, полученных при сварке сплава АМг6 с использованием присадочных проволок со скандием* / А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская, А. Г. Покляцкий и др. // *Там же.* – 1999. – № 4. – С. 19–25.

Поступила в редакцию 27.02.2014