



## ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК СКАНДИЯ НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ МЕТАЛЛА ШВА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1460

**Л. И. МАРКАШОВА**, д-р техн. наук, члены-корреспонденты НАН Украины **Г. М. ГРИГОРЕНКО**, **А. Я. ИЩЕНКО**,  
**А. В. ЛОЗОВСКАЯ**, канд. техн. наук, **О. С. КУШНАРЕВА**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Методом трансмиссионной электронной микроскопии исследованы особенности структурно-фазового состояния металла швов и сварных соединений, полученных при аргонодуговой сварке сплава 1460 с использованием присадочных проволок стандартной Sv1201 и опытной 1201 с добавкой скандия. Основные изменения структуры при введении скандия связаны с измельчением зерна, увеличением объемной плотности дислокаций, формированием дисперсных включений, содержащих скандий, и активацией процессов распада твердого раствора.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, алюминиевый сплав, легирование скандием, металл шва, тонкая структура, фазовые выделения, эвтектика, плотность дислокаций

Известно, что практически все свойства любых материалов в основном определяются их структурно-фазовым состоянием: химическим составом, наличием примесей, размерами зерна и фазовых выделений различного типа. Информацию об этом можно получить с помощью исследований на различных структурных и масштабных уровнях — зеренном, субзеренном, дислокационном [1–3].

К сожалению, не все необходимые данные о структуре материалов могут быть получены такими доступными и экспрессными методами исследования, какими являются оптическая металлография, растровая электронная микроскопия. Важные структурные параметры, относящиеся к субзеренному и дислокационному уровню исследований, которые отражают реальную картину состояния материала, могут быть выявлены только благодаря прямым методам анализа тонких фольг с использованием просвечивающей электронной микроскопии. К тому же локальность метода позволяет анализировать наличие и распределение структурных и фазовых изменений непосредственно в любых зонах объекта, выявлять области концентраций внутренних напряжений и причины их формирования [4–7].

Особый интерес представляют подобные исследования при изучении структурных особенностей алюминиевых сплавов с добавками скандия, поскольку эти сплавы отличаются, как известно, сложным структурно-фазовым составом [8] и многообразием фазовых выделений различного типа. Именно изменение размерности, морфологии и распределения последних некоторые исследователи [9] считают определяющим фактором для обеспечения ряда необходимых свойств материалов [8]. Особо актуальным представляются исследования сварных соединений, проведенные в этом направлении, поскольку микроструктура металла шва и зоны термического влияния существенно услож-

няется вследствие неравновесности их структурно-фазового состояния.

Целью настоящей работы являлось уточнение особенностей структурно-фазового состояния металла во внутренних объемах зерен, на межзеренных границах эвтектик, а также выявление размеров и распределения фазовых образований в различных областях металла швов, полученных при аргонодуговой сварке (АДС) сплава 1460 с использованием стандартной Sv1201 и опытной 1201+Sc присадочных проволок.

Исследовали центральную зону металла сварных соединений алюминиевого сплава 1460 (Al–3 % Cu–2 % Li–0,08 % Sc), полученного с использованием стандартной Sv1201 (Al–6,5 % Cu–0,25 % Zr–0,3 % Mn) и опытной 1201 (Al–6,5 % Cu–0,25 % Zr–0,3 % Mn) + 0,5 % Sc присадочных проволок.

Для изучения структуры металла швов тонкие фольги подготавливали с помощью предварительной механической шлифовки, электролитической полировки в уксусно-хлорном электролите с последующим многократным ионным утонением ионизированными потоками аргона в специально разработанной установке [10]. Исследования подготовленных фольг проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-200CX (фирма «Джеол», Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Структура металла шва сплава 1460 с использованием присадочной проволоки Sv1201 (без скандия), полученного непосредственно после АДС, характеризуется прежде всего равномерным распределением дислокаций при минимальной плотности дефектов кристаллической решетки, которая составляет  $\rho \cong (2...5) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ . При этом формировались отдельные протяженные дислокации без их локальных скоплений и взаимодействий, а также единичные системы скольжения (рис. 1, а–г).

Что касается фазовых выделений в металле шва, то по размеру  $d$  их условно можно разделить на две группы: крупные (от 1,3...1,5 до 3,0 мкм)

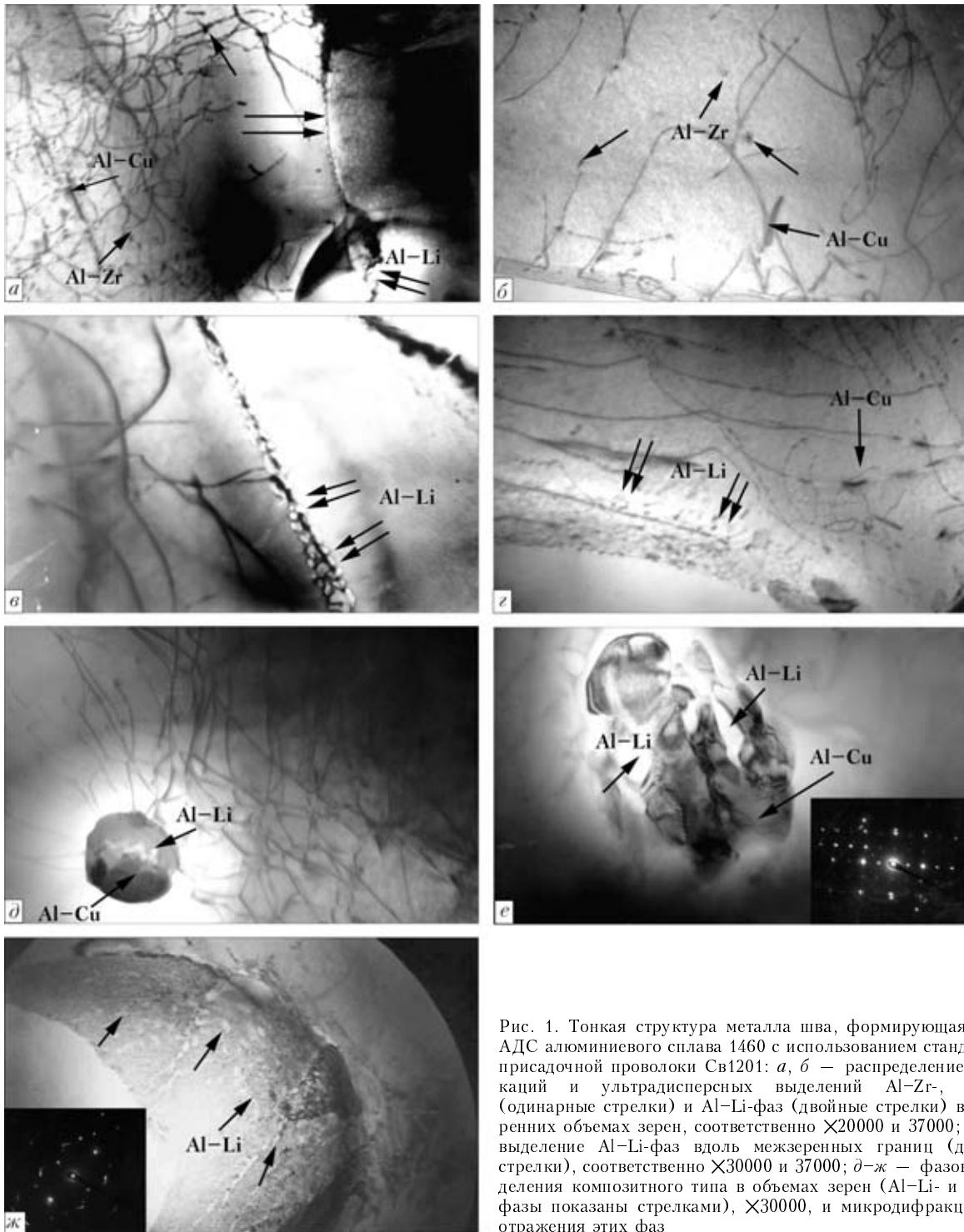


Рис. 1. Тонкая структура металла шва, формирующаяся при АДС алюминиевого сплава 1460 с использованием стандартной присадочной проволоки Св1201: *а, б* — распределение дислокаций и ультрадисперсных выделений Al-Zr-, Al-Cu- (одинарные стрелки) и Al-Li-фаз (двойные стрелки) во внутренних объемах зерен, соответственно  $\times 20000$  и  $37000$ ; *в, г* — выделение Al-Li-фаз вдоль межзеренных границ (двойные стрелки), соответственно  $\times 30000$  и  $37000$ ; *д-ж* — фазовые выделения композитного типа в объемах зерен (Al-Li- и Al-Cu-фазы показаны стрелками),  $\times 30000$ , и микродифракционные отражения этих фаз

(рис. 1, *е, ж*) и менее крупные ( $d \cong 1$  мкм) (рис. 1, *д*). Видно, что относительно дисперсные выделения имеют композитное строение и состоят из Al-Li-фазы (внутри фазовых выделений), окаймленных Al-Cu-фазой (рис. 1, *д*). Выделения более крупных размеров преимущественно представляют собой конгломерат фазовых составляющих (блоков) различного размера и состава. На рис. 1, *е* светлые блоки ( $d \cong 0,15...0,30$  мкм) соответствуют Al-Li-фазе, а блоки с более темным контрастом — Al-Cu-фазе.

В некоторых случаях подобные включения также имеют сложное композитное строение, однако состоят они не из блоков, а насыщены весьма дисперсными Al-Li-фазами ( $d \cong 0,03...0,07$  мкм) (рис. 1, *ж*).

Другой группой фазовых образований, формирующихся внутри объемов зерен, являются фазы ультрадисперсных размеров ( $d \cong 0,02...0,03$  мкм). Некоторые из них отличаются преимущественно глобулярной формой, темным контрастом (рис. 1, *а, б*) и, как правило, не имеют конкретной привязки к месту расположения дислокаций. Одной

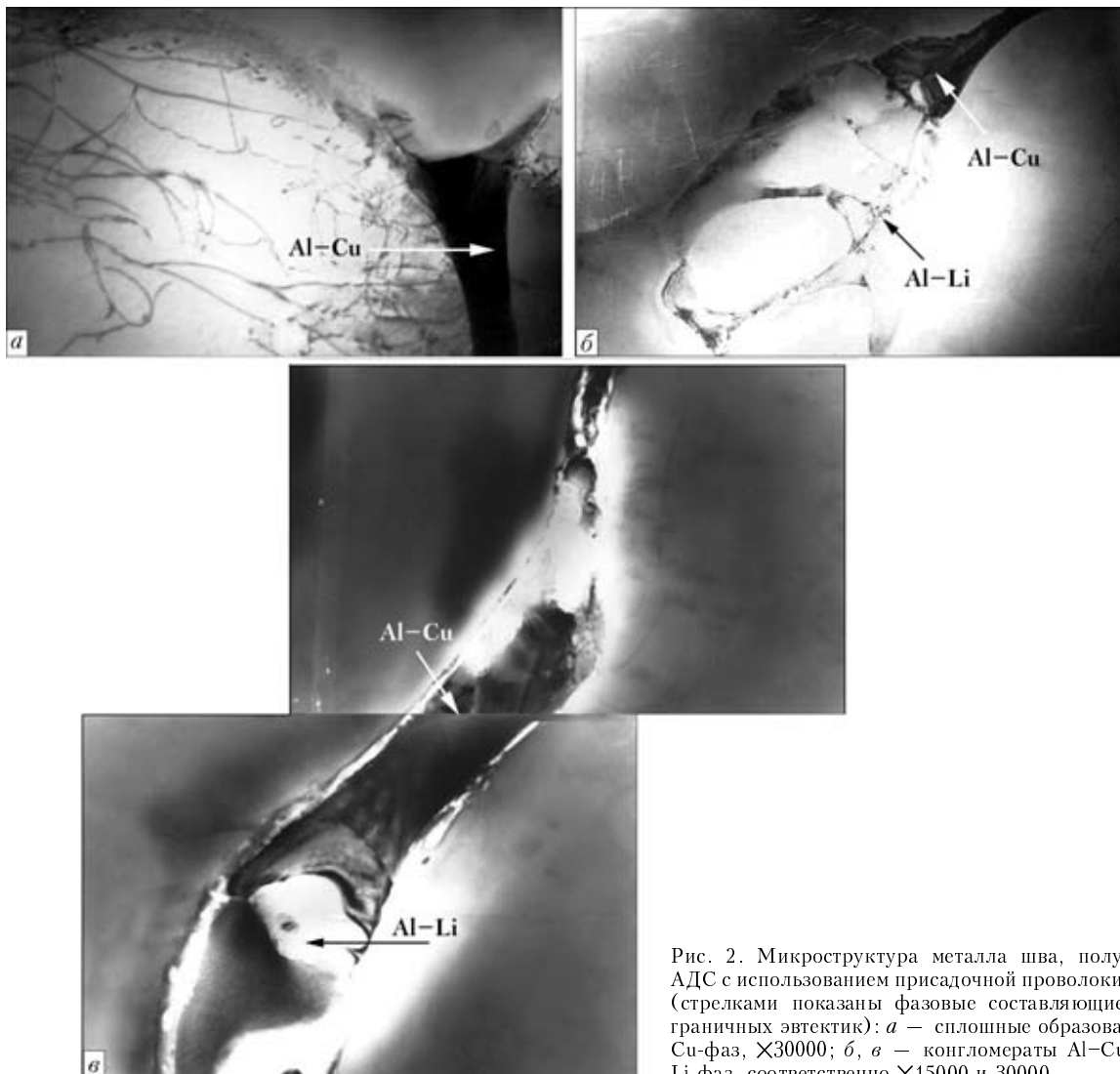


Рис. 2. Микроструктура металла шва, полученного АДС с использованием присадочной проволоки Св1201 (стрелками показаны фазовые составляющие зернограничных эвтектик): *a* – сплошные образования Al-Cu-фаз,  $\times 30000$ ; *b, в* – конгломераты Al-Cu- и Al-Li-фаз, соответственно  $\times 15000$  и  $30000$

из разновидностей образований такого типа являются циркониевые фазы. Обнаруживаются также ультрадисперсные фазы стержневидной формы протяженностью примерно  $0,10 \dots 0,15$  мкм, которые, как правило, формируются на отдельных дефектах кристаллической решетки и их скоплениях. На рис. 1, *a, б, г* эти фазовые выделения имеют вид утолщенных темных штрихов на отдельных дислокациях. Кроме того, во внутренних объемах зерен наблюдаются Al-Li-фазы ( $d \cong 0,01 \dots 0,03$  мкм), имеющие более светлый контраст (на рис. 1, *a* отмечены двойными стрелками) по сравнению с фоном матричных зерен.

Межзеренные границы так же, как и субзеренные, в основном характеризуются равновесной дислокационной структурой (рис. 1, *a, в, г*). Однако следует отметить, что межзеренные границы являются участками активного локального зарождения цепочки литиевых фаз с  $d \cong 0,03 \dots 0,17$  мкм. На некоторых участках границ в областях с более высокой плотностью дислокаций и дислокационных петель наблюдается формирование достаточно широких ( $d \cong 0,3 \dots 0,4$  мкм) прослоек, состоящих из скоплений литиевых фаз (рис. 1, *в*).

Следующим характерным структурным элементом металла шва без скандия являются зернограничные эвтектические прослойки, общий вид и более детальное изображение которых показаны на рис. 2. Как видно из рисунка, эвтектические прослойки представляют собой либо сплошные образования Al-Cu-фаз (рис. 2, *a*), либо конгломераты Al-Cu- (имеющих темный контраст) и Al-Li-фаз (с характерным светлым контрастом) (рис. 2, *б, в*).

Анализ фазовых составляющих металла шва свидетельствует о том, что крупные внутриверенные фазовые выделения являются конгломератом фаз (рис. 1, *д, е*), по составу и морфологии подобные эвтектическим выделениям, формирующимся вдоль межзеренных границ. Однако в отличие от зернограничных эвтектик внутриверенные фазы имеют обособленную форму и находятся, как уже отмечалось, во внутреннем объеме зерен.

В микроструктуре металла шва алюминиевого сплава 1460 с использованием присадочной проволоки с добавкой 0,5 % скандия, полученного при АДС, наблюдается следующее. Для металла шва характерна прежде всего высокая и нерегулярная плотность дефектов кристаллической ре-

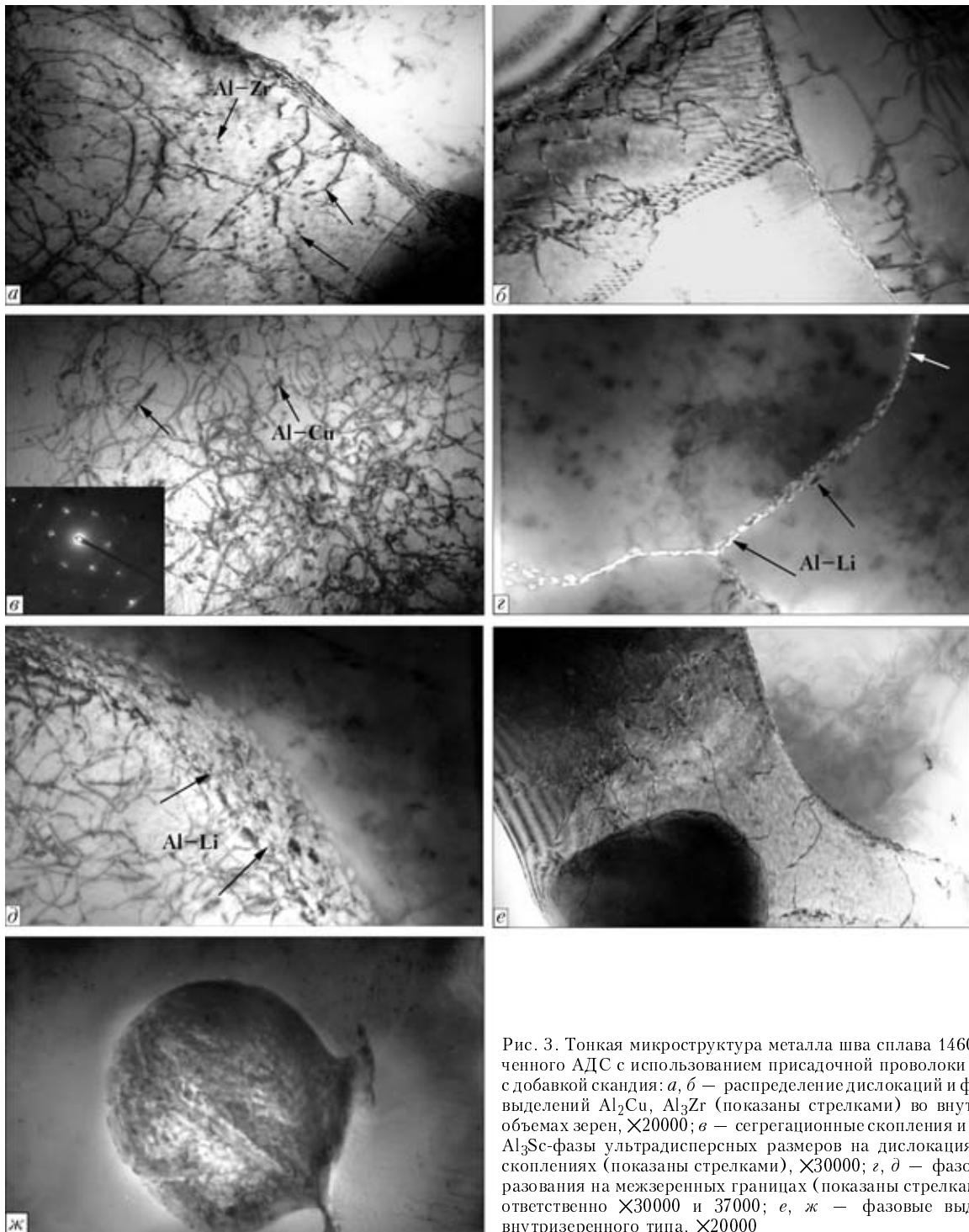


Рис. 3. Тонкая микроструктура металла шва сплава 1460, полученного АДС с использованием присадочной проволоки Св1201 с добавкой скандия: *а, б* — распределение дислокаций и фазовых выделений  $Al_2Cu$ ,  $Al_3Zr$  (показаны стрелками) во внутренних объемах зерен,  $\times 20000$ ; *в* — сегрегационные скопления и  $Al_2Cu$ -,  $Al_3Sc$ -фазы ультрадисперсных размеров на дислокациях и их скоплениях (показаны стрелками),  $\times 30000$ ; *г, д* — фазовые образования на межзеренных границах (показаны стрелками), соответственно  $\times 30000$  и  $37000$ ; *е, ж* — фазовые выделения внутризеренного типа,  $\times 20000$

шетки — линейных дислокаций и дислокационных петель. Плотность дислокаций составляет от  $6 \cdot 10^9$  до  $(5...6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Имеет место активное дислокационное скольжение, взаимодействие дислокаций, проявляющееся в формировании дислокационных стенок и сеток, а также субструктурных элементов различного типа — ячеек, блоков, субзерен (рис. 3, *а-в*). Причем значительная часть дислокационных линий декорирована сегрегациями химических элементов и мелкодисперсными фазовыми образованиями. Исходя из вида микродифракционных отражений, на которых проявляются слабые «сателлитные» рефлекс

ственно у основных рефлексов (рис. 3, *в*), можно сделать вывод, что в металле шва происходят процессы формирования предфазных выделений когерентных с матрицей. Кроме того, образуются также фазы глобулярной ( $Al_3Zr$ ) и стержневой ( $Al_2Cu$ ) форм (рис. 3, *а, в*). На межзеренных границах просматриваются цепочки  $Al-Li$ -фаз (рис. 3, *г*) и прослоек, состоящих из плотных скоплений алюминиево-литиевых частиц (рис. 3, *д*). Последние аналогичны наблюдаемым фазам при отсутствии скандия в присадочной проволоке. В случае добавок скандия в зоне скоплений  $Al-Li$ -фаз формируются включения другого типа —

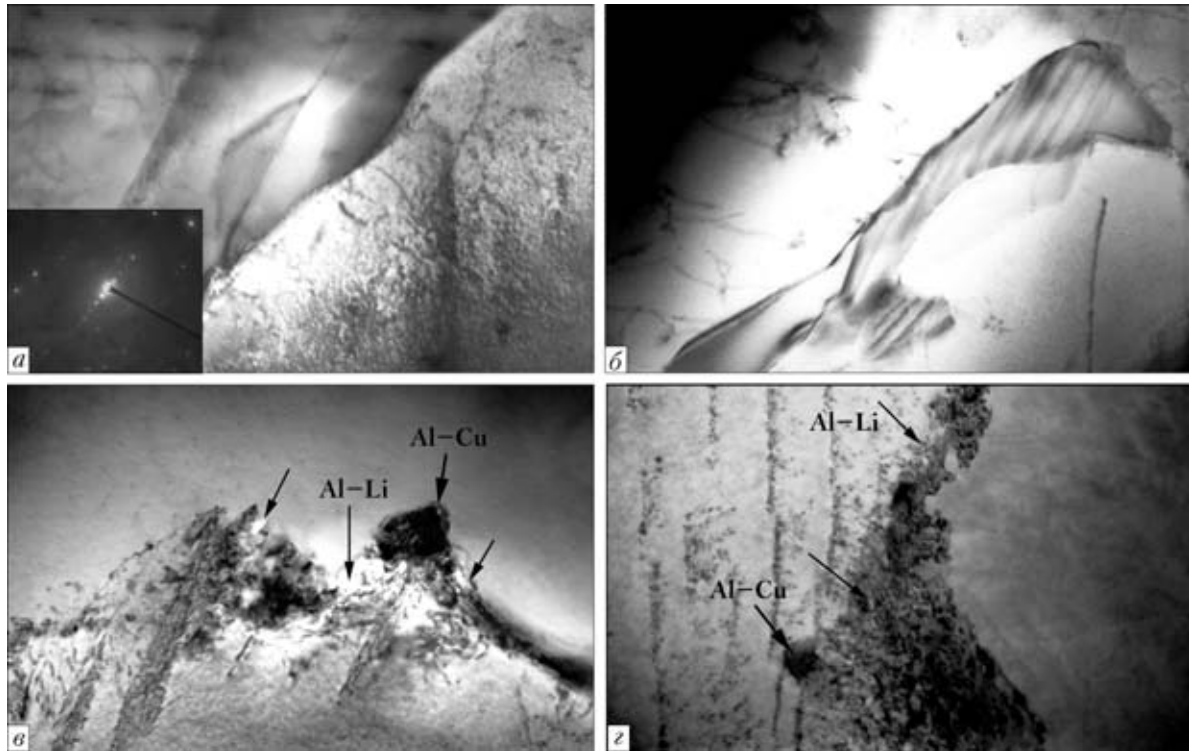


Рис. 4. Микроструктура металла шва сплава 1460, полученного с использованием присадочной проволоки Св1201 с добавкой скандия: *а, б* — монолитные эвтектики,  $\times 30000$ ; *в, г* — «рыхлые» эвтектики в виде скопления фаз различной дисперсности преимущественно состава Al-Li, Al-Cu (показаны стрелками), соответственно  $\times 30000$  и  $37000$

фазы  $Al_2Cu$ ,  $Al_3Sc$ , характеризующиеся заметным темным контрастом (рис. 3, *в-д*). Наблюдаются также фазовые выделения крупных размеров ( $d > 2$  мкм) преимущественно внутризеренного типа, которые в одних случаях сравнительно однородны по составу (рис. 3, *е*), в других состоят из смеси различных по размеру, в том числе и весьма мелкодисперсных ( $d \cong 0,05...0,10$  мкм), литийсодержащих фаз (рис. 3, *ж*).

Имеются существенные отличия и в характере эвтектических образований в металле шва, полученного при введении скандия в присадочную проволоку (рис. 4). Как видно из рис. 4, для эвтектических пограничных выделений в случае добавок скандия присуща неоднородность в структуре, морфологии и, как отмечалось выше, в их химическом и фазовом составе: наряду с плотными монолитными массивными образованиями, имеющими композитное строение (рис. 4, *а, б*), наблюдаются и «рыхлые» эвтектики с дисперсными включениями фаз различной контрастности (рис. 4, *в, г*).

Структура первого типа эвтектик (состоящих из плотных, монолитных, массивных фазовых образований) толщиной более 1,5 мкм показана на рис. 4, *а, б*. На рис. 4, *б* хорошо просматривается слоистое строение эвтектики с толщиной слоев примерно 0,03...0,10 мкм. Более темные слои эвтектики, обогащенные медью, последовательно чередуются с более светлыми по контрасту зонами, обогащенными литием.

Структура плотных эвтектик, имеющих в центральной части (темный контраст) состав типа  $Al_2Cu$ , окруженных оболочкой Al-Li-фазы (более светлого контраста), показана также и на рис. 5,

*а*. Примечательно, что эвтектика такого композитного типа окаймлена по контуру дисперсными выделениями ( $d \cong 0,01...0,03$  мкм), содержащими скандий.

Второй тип эвтектик, имеющий «рыхлую» структуру, представляет собой скопление мелкодисперсных (от 0,03...0,07 до 0,13 мкм) Al-Cu и Al-Li-фаз (рис. 4, *в, г*).

Однако наиболее примечательной особенностью металла шва при использовании присадочной проволоки со скандием является формирование структур, связанных с процессами начала распада твердого раствора (рис. 5). Наиболее ярко эти процессы выражены в зонах, имеющих определенные структурные состояния — вдоль систем скольжения дислокаций (рис. 5, *а-д, ж, з*), на участках межзеренных и малоугловых границ (рис. 5, *б, д, е*) и участках скопления дефектов кристаллической решетки. В указанных зонах, как правило, наблюдается формирование особых структур [11] типа зон Гинье-Престона (ГП), имеющих вид плотных сегрегационных скоплений при наличии высокой плотности дислокационных петель (рис. 5, *г, з*). Следует отметить присутствие мелкодисперсных выделений скандия (рис. 5, *ж, з*) во всех областях, где происходит распад твердого раствора, что подтверждается микродифракционными отражениями исследуемых участков.

Как видно из результатов электронно-микроскопических исследований тонкой структуры на просвет, при сварке с использованием присадочной проволоки с добавкой до 0,5 % скандия имеют место весьма существенные изменения структурно-фазового состояния металла шва, в том числе измельчение зерна и субзерна (что соответствует

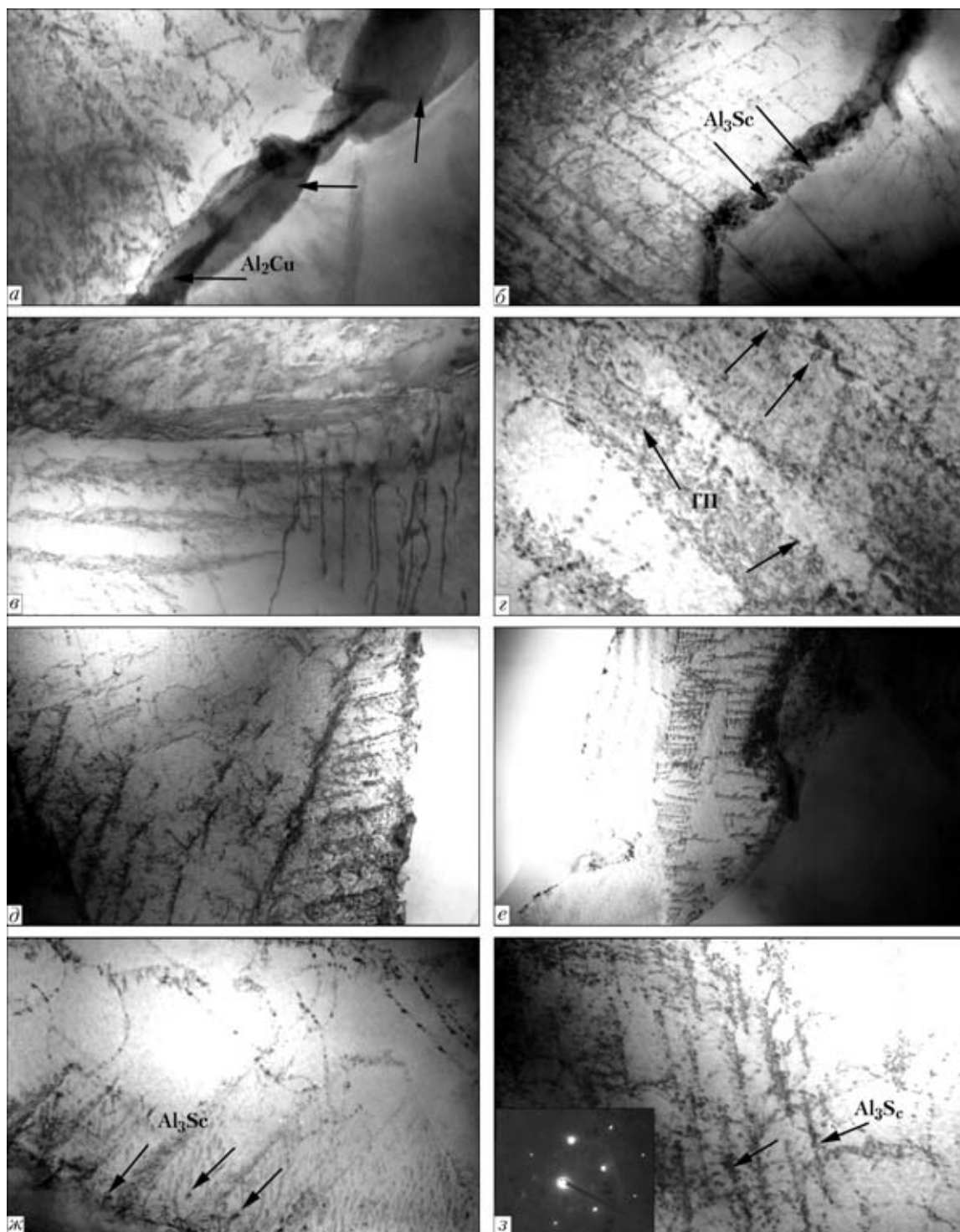


Рис. 5. Зернограничные выделения и структурные элементы распада твердого раствора в металле шва, полученном при АДС сплава 1460 с использованием присадочной проволоки Св1201+Sc: *а, б* — сегрегационные и фазовые выделения в зернограничных зонах металла шва (фазы  $\text{Al}_3\text{Sc}$  и  $\text{Al}_2\text{Cu}$  показаны стрелками), соответственно  $\times 37000$  и  $20000$ ; *в* — характер распада в зонах распространения систем скольжения,  $\times 20000$ ; *г* — формирование структур типа зон ГП (показаны стрелками),  $\times 50000$ ; *д, е* — образование субгранц,  $\times 15000$ ; *ж, з* — ультрадисперсные выделения фаз  $\text{Al}_3\text{Sc}$  (показаны стрелками) на дислокационных петлях, отдельных дислокациях и их скоплениях,  $\times 30000$

полученным данным [8, 9]), а также увеличение объемной плотности дислокаций, активации процессов распада твердого раствора и эвтектических образований. Это сопровождается формированием локальных сегрегаций химических элементов и ультрадисперсных фаз на участках межзеренных границ вдоль отдельных дислокаций и их скоплений.

Отмеченные изменения структуры и фазового состава металла в зоне сварки позволяют научно обосновать положительные эффекты, связанные с улучшением свариваемости и механических свойств сварных соединений перспективного высокопрочного материала для аэрокосмической техники [12].



1. Берштейн М. Л. Механизмы упрочнения твердых тел. — М.: Металлургия, 1965. — 368 с.
2. Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
3. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. — М.: Мир, 1972. — 408 с.
4. Kosik J., Abson D. J., Jonas J. J. Strengthening effect of hot work subgrains at room temperature // J. Iron and Steel Inst. — 1971. — 209, № 8. — P. 624–629.
5. Embury J. D. Ductile fracture, strength of metals and alloys (ICSMAG) // Proc. 6th Intern. conf. (Melbourne, Aug. 16–20, 1982). — Melbourne, 1982. — Vol. 3. — P. 1189–1203.
6. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов / В. С. Иванова, Л. К. Гордиенко, В. Н. Геминев, П. В. Зубарев и др. — М.: Наука, 1965. — 180 с.
7. Гордиенко Л. К. Субструктурное упрочнение металлов и сплавов. — М.: Наука, 1973. — 224 с.
8. Березина А. Л., Колобнев Н. И., Молебный О. А. Влияние Sc и Zr на структуру и свойства сплавов Al–Cu–Li в зависимости от концентрации меди // Металлофиз. новейшие технологии. — 2001. — 23, № 11. — С. 1531–1539.
9. Структурные изменения в быстрозакаленных бинарных Al–Sc-сплавах / А. Л. Березина, У. Шмидт, Т. А. Монастырская, К. В. Чуистов // Там же. — 2002. — 24, № 2. — С. 221–234.
10. Метод препарирования для электронномикроскопических исследований / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 60.
11. Дюмольт С. Д., Лафлин Д. Е., Вильямс Дж. К. Влияние сварки на микроструктуру термически обрабатываемого сплава 2219. — Киев: Наук. думка, 1984. — С. 58–62.
12. Ищенко А. Я. Особенности применения алюминиевых высокопрочных сталей для сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2004. — № 9. — С. 16–26.

Peculiarities of structure-phase condition of metal of welded joints made on alloy 1460 by argon-arc welding using filler wires Sv-1201 and Sv-1201+Sc were studied by transmission electron microscopy. Main structural changes caused by adding scandium are characterised by grain refining, increase in volume density of dislocations, formation of fine inclusions containing scandium, and activation of solid solution decomposition processes.

Поступила в редакцию 30.06.2004

## ЭЛЕКТРОННАЯ ШИРОГРАФИЯ — ОПЕРАТИВНЫЙ МЕТОД НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

*В Институте электросварки им. Е. О. Патона создана мобильная широкографическая аппаратура и технология для неразрушающего контроля качества объектов произвольной формы, выполненных из различных конструкционных материалов.*



Электронная широкография позволяет непосредственно получать линии постоянных значений производных от смещений вдоль заданного направления сдвига. Этим обусловлена нечувствительность широкографии к жестким смещениям объекта, вызванным влиянием окружающей среды, и, как следствие, возможность применения ее для контроля качества конструкций в производственных условиях.

Мобильный широкографический комплекс состоит из лазерного источника света 1, разводящей оптической системы 2, малогабаритного широкографического интерферометра 3 и портативного компьютера 4.

Ширографическая аппаратура работает в режиме реального времени и позволяет выявлять дефекты типа трещин, непроваров, включений, участки концентрации деформаций и некачественного приклея или пайки в элементах конструкций, изготовленных из металлических и композиционных материалов.

**Контакты:** 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11  
 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 8  
 Тел.: (38044) 287 24 55  
 Факс: (38044) 555 65 71  
 E-mail: zaichkovs@ukr.net