



## ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ СВАРКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1460

Л. И. МАРКАШОВА, А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, О. С. КУШНАРЕВА

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

Показано существенное различие в формировании структурно-фазового состояния металла швов алюминиевого сплава 1460 при использовании различных технологических условий сварки. При аргонодуговой сварке неплавящимся электродом для металла швов характерно существенное увеличение размеров фазовых выделений во внутренних объемах зерен, формирование массивных, протяженных эвтектик межзеренного типа, а также резкое общее укрупнение зеренной структуры, что связано с активным развитием процессов собирательной рекристаллизации под воздействием температурного режима сварки. Структурно-фазовое состояние металла швов в условиях сварки трением с перемешиванием характеризуется более резким диспергированием фазовых выделений и равномерным их распределением, а также измельчением зерен вследствие динамической рекристаллизации, обусловленной интенсивным воздействием деформационных процессов, локализованных в зоне сварки. Библиогр. 11, рис. 6.

*Ключевые слова:* алюминиевый сплав 1460, металл шва, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, сварка трением с перемешиванием, фазовые выделения, дислокации, упрочнение, прочностные характеристики

Техническая востребованность различных материалов, как правило, определяется возможностью обеспечения необходимого комплекса служебных характеристик металлов и сплавов определенного класса, а также их сварных соединений. Особенно это относится к сверхлегким материалам, в том числе алюминий-литиевым сплавам, используемым в авиационной и аэрокосмической технике, где необходимо гарантировать не только высокую технологичность, но и требуемый уровень прочности, пластичности и трещиностойкости в сложных эксплуатационных условиях, в том числе при криогенных и повышенных температурах [1, 2]. С учетом того, что практически все свойства любых материалов в основном определяются их структурно-фазовым состоянием, которое претерпевает существенные изменения в различных условиях термомеханического воздействия, целесообразно исследование наиболее значимых структурных составляющих, формирующихся в металле сварного соединения под влиянием используемых технологических условий. Особенно это актуально для сварных соединений сложнолегированных алюминиевых сплавов, для которых характерно резкое изменение не только структуры, но и фазовых выделений ФВ в ходе различных технологических операций, в том числе и под влиянием процессов сварки.

Кроме того, при выборе наиболее оптимальных способов сварки алюминиевых сплавов представляет интерес оценка роли основных структурных составляющих (ФВ, плотности дислока-

ций, субструктур) в изменении прочности и трещиностойкости сварных соединений, что и является целью настоящей работы.

**Материал и методики.** В данной работе исследованы сварные соединения листового (прокатанного) высокопрочного алюминий-литиевого сплава 1460 толщиной 2 мм с использованием двух способов сварки. Первый способ — это автоматическая аргонодуговая сварка неплавящимся электродом (АДСЭ) со скоростью 20 м/ч с помощью установки MW-450 («Fronius», Австрия) на токе 140 А, в качестве присадочного материала использовали сварочную проволоку Св1201. Второй способ — это сварка трением с перемешиванием (СТП), выполняемая на сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. В последнем случае для получения стыковых соединений использован специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм, скорость вращения которого составляла 1420 об/мин, а линейная скорость его перемещения вдоль стыка — 14 м/ч. Образцы для проведения исследований изготавливали из основного металла и металла швов сварных соединений.

Базовая экспериментальная информация о характере основных структурных составляющих, оказывающих значительное влияние на эксплуатационные характеристики сварных соединений, особенно структурно-фазовые превращения, которые происходят при изменении способов сварки, была получена с использованием оптической и просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии (JEM-200CX, фирмы



«JEOL» Японии) с ускоряющим напряжением 200 кВ. Тонкие фольги для исследования «на просвет» подготавливали двухступенчатым методом — предварительной электрополировкой с последующим многократным ионным утонением ионизированными потоками аргона в специально разработанной установке [3]. Последнее позволяло не только расширить поля для исследований (увеличить статистику), но и сделать «прозрачными» для электронов все структурно-фазовые составляющие анализируемого материала.

**Результаты исследования.** Изучали структуру, а также тонкую структуру основного металла и швов сварных соединений высокопрочного алю-

миниево-литиевого сплава 1460, полученных АД-СНЭ и СТП.

*Основной металл.* Как показали оптические и электронно-микроскопические исследования, для основного металла сплава 1460 характерна структура с размером зерна  $d_3 = 10...40$  мкм (рис. 1, а), высокая (порядка  $1...3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ) и относительно равномерная (вдоль определенных направлений) плотность дислокаций  $\rho$  (рис. 2). При этом в некоторых зернах основного металла наблюдается формирование более мелкозернистой ячеистой структуры (рис. 2, а, в) с размерами  $d_{\text{яч}} \sim 0,15...0,4$  мкм и субструктуры размерами  $d_c$  в пределах  $0,7...3,2$  мкм (рис. 2, з). На полученных

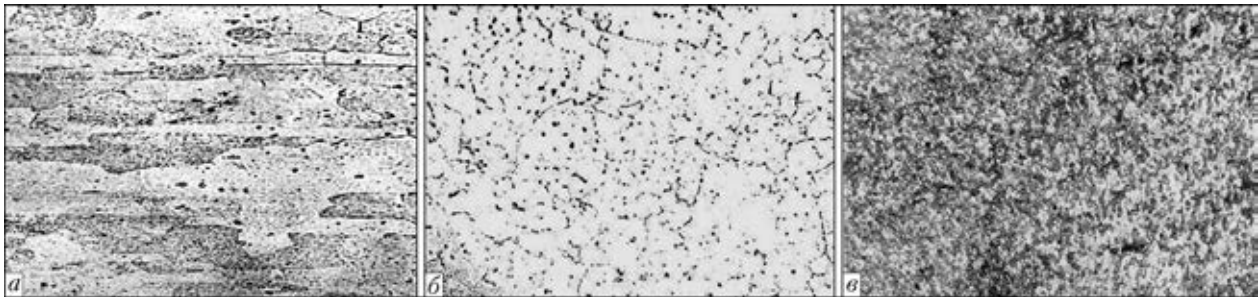


Рис. 1. Микроструктуры ( $\times 400$ ) основного металла сплава 1460 (а) и швов, полученных АДСНЭ (б) и СТП (в)

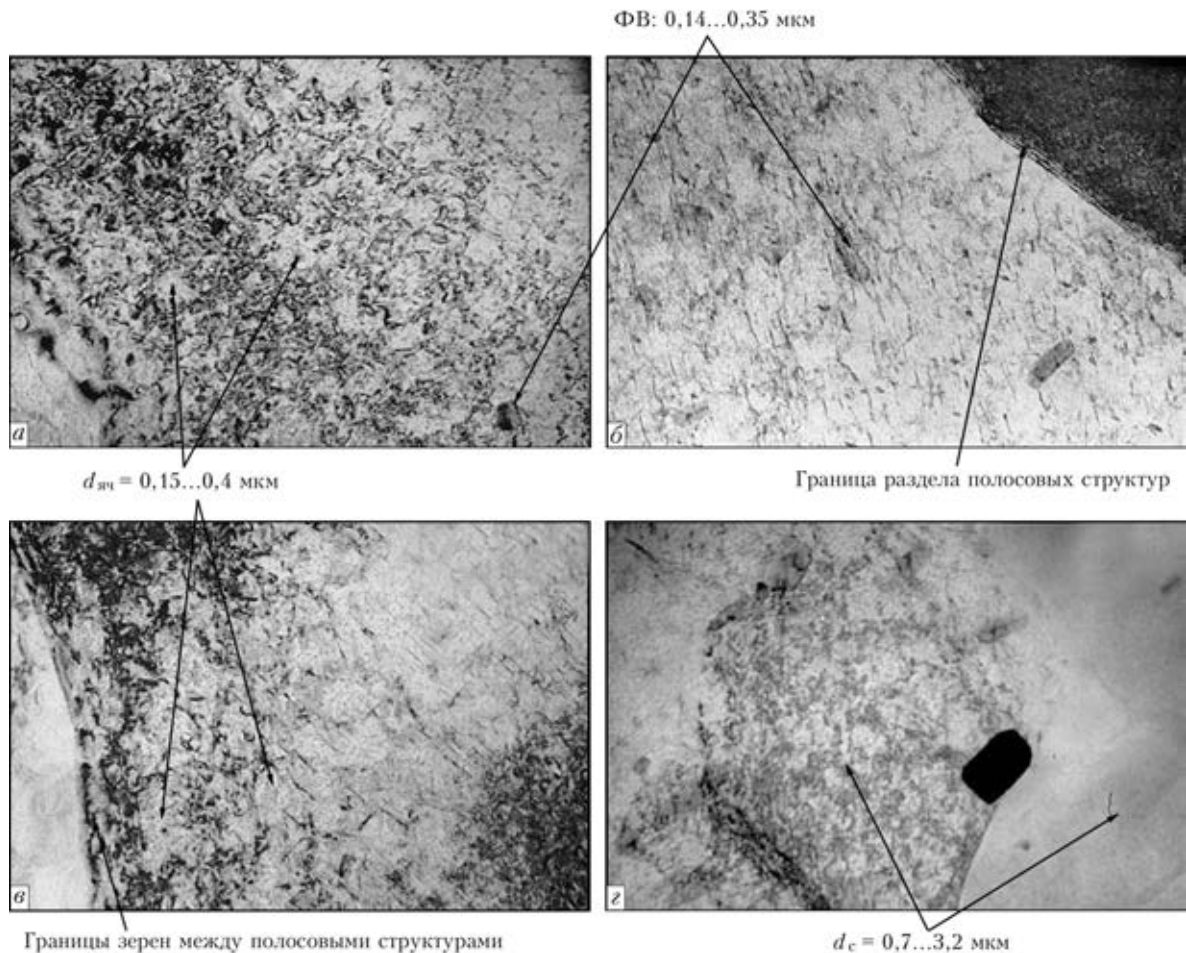
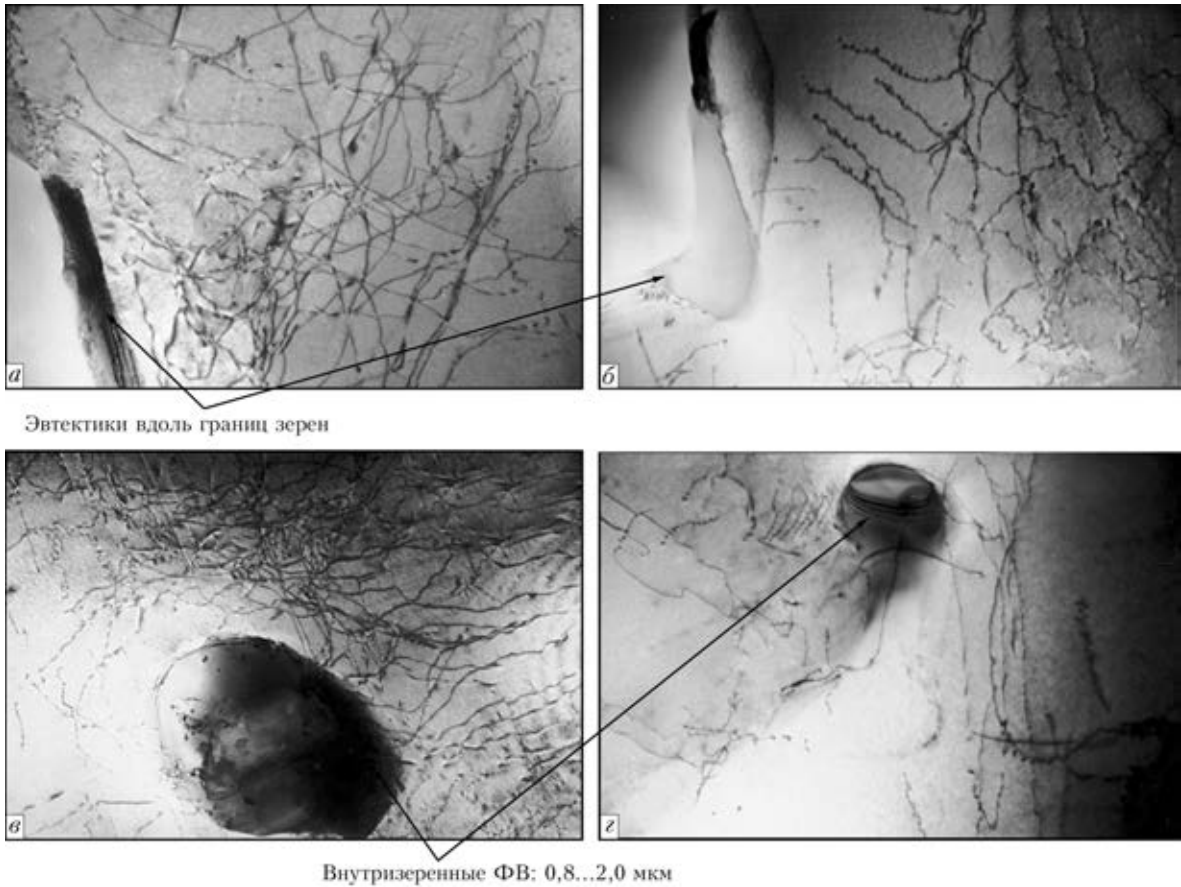


Рис. 2. Микроструктуры основного металла алюминиевого сплава 1460: а, б — распределение дислокаций и ФВ во внутренних объемах зерен (а —  $\times 20000$ , б —  $\times 37000$ ); в, з — то же вдоль границ зерен (в, з —  $\times 30000$ )



Внутризеренные ФВ: 0,8...2,0 мкм

Рис. 3. Микроструктуры металла шва сплава 1460, полученного АДСНЭ: а, б — протяженные зернограничные эвтектики (а —  $\times 30000$ , б —  $\times 20000$ ); в, г — ФВ во внутренних объемах зерен (в —  $\times 20000$ , г —  $\times 30000$ )

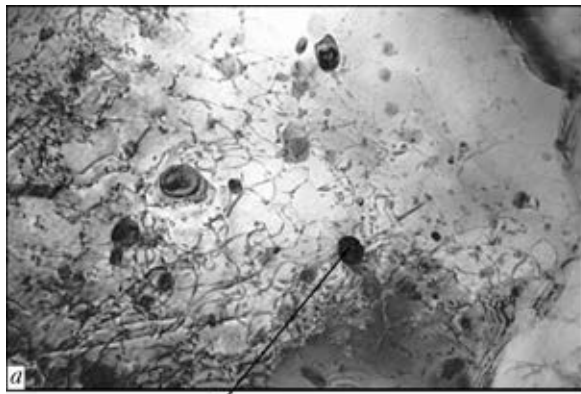
снимках прослеживается направленность структурных составляющих (зерен, субзерен) с различной плотностью дислокаций, что характерно для полосовых структур, формирующихся в условиях направленного деформирования (например, прокатки). Что касается ФВ, то в основном металле ФВ типа Al-Li; Al-Cu и т. п. относительно равномерно распределены и по внутренним объемам, и по границам матричных зерен, но не имеют четко выраженной ориентации. Размеры таких ФВ составляют примерно 0,14...0,35 мкм (см. рис. 2, а, б).

*Структурно-фазовое состояние металла швов при аргодуговой сварке.* Для структуры, а также тонкой структуры металла швов высокопрочного алюминий-литиевого сплава 1460 после АДСНЭ характерно значительное снижение на 2 порядка плотности дислокаций до  $\rho \sim 2 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (рис. 3) по сравнению с уровнем плотности дислокаций в основном металле. Кроме того, прямолинейность отдельных дислокаций при их равномерном распределении, отсутствие дислокационных скоплений и общее, весьма значительное укрупнение структуры (почти в 2 раза) (см. рис. 1, б) свидетельствует не только об активном развитии процессов собирательной рекристаллизации (путем миграции первичных границ фаз), но и о равновесности крупнозернистой структуры металла

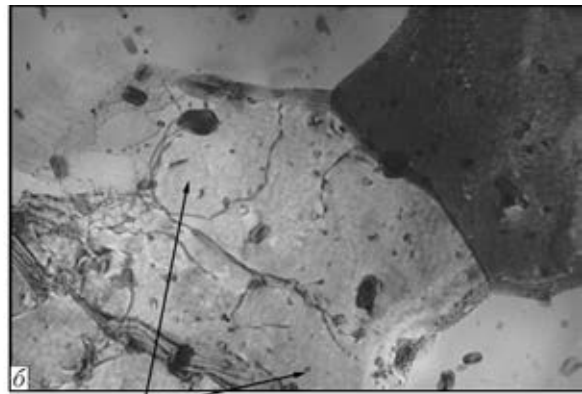
швов, формирующейся в условиях сварки плавлением.

Особенностью структуры металла швов, полученных АДСНЭ, является также характер ФВ, их размеры и распределение в различных зонах швов. Характерной особенностью фазообразования в условиях АДСНЭ является формирование двух типов ФВ. При первом ФВ распределяются вдоль границ зерен (фазы межзеренного типа) и представляют собой эвтектические образования толщиной до  $\delta \sim 0,2 \dots 0,5 \text{ мкм}$  при значительной (примерно 2,0...2,5 мкм) их протяженности (рис. 3, а, б). Второй вид ФВ — это фазы внутризеренного типа (рис. 3, в, г), которые отличаются глобулярной формой и крупными размерами (примерно в 6 раз крупнее, чем в основном металле). Кроме того, объемная доля таких внутризеренных ФВ значительно меньше по сравнению с объемной долей таковых в основном (исходном) металле.

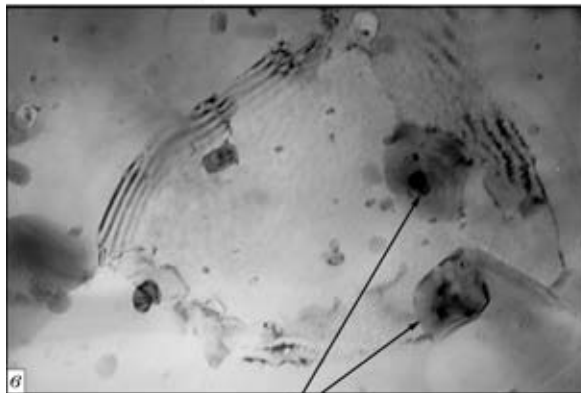
*Структурно-фазовое состояние металла швов при сварке трением с перемешиванием.* Установлено, что металл швов алюминий-литиевого сплава 1460 характеризуется четко выраженными особенностями основных структурных составляющих, а именно зернистой, субзернистой, дислокационной и фазовой. Так, в отличие от существенного укрупнения зерен по механизму



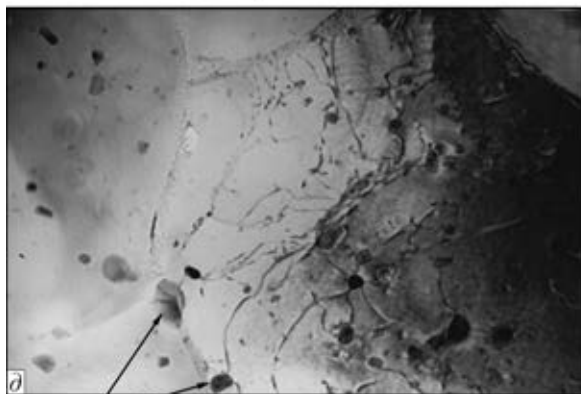
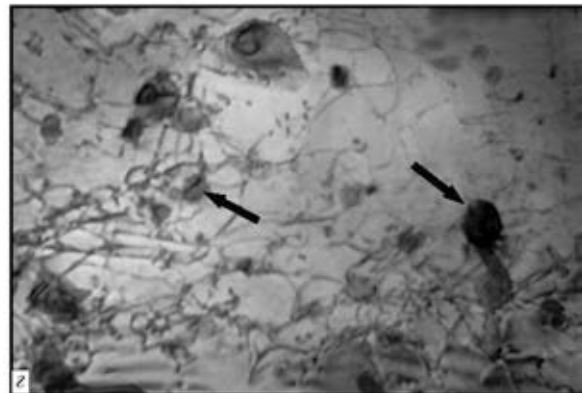
ФВ с околофазной оболочкой



Зародыши рекристаллизации



Околофазные оболочки



Зернограничные фазы



Внутризеренные ФВ

Рис. 4. Микроструктуры металла шва сплава 1460, полученного СТП: *a, c* — распределение дислокаций; *б, в, e* — распределение ФВ в объемах зерен; *д* — то же, но в зернограничных зонах металла шва; *a, в, c, e* —  $\times 30000$ ; *б, д* —  $\times 20000$

собирающей рекристаллизации, характерного для условий сварки плавлением, в металле швов, полученных СТП, наблюдаются структурные преобразования другого типа, а именно — значительные измельчения структуры (см. рис. 1, в), связанные с активно протекающими процессами динамической рекристаллизации, т. е. рекристаллизации по механизму зародышеобразования. Повышается общая плотность дислокаций до  $\rho \sim 3 \dots 6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , что на порядок выше объемной дислокационной плотности в металле швов при сварке плавлением (рис. 4, а). При этом повышение внутризеренной дислокационной плотности сопровождается активным перераспределением дислокаций, о чем сви-

детельствует формирование субструктурных элементов — блоков, фрагментов и т. п. (рис. 4, б).

По-видимому, измельчение структуры и активация перераспределения дислокаций в условиях СТП обусловлены интенсивным деформированием нагретого до пластического состояния металла швов и соответственно превалированием деформационно-активированных процессов в структурных изменениях (динамическая рекристаллизация) над термически активированными (собирающей рекристаллизацией).

Следующими особенностями структурного состояния металла швов, полученных в твердой фазе СТП (при сравнении с металлом швов, вы-



полненных АДСНЭ), являются существенное измельчение (в 2...5 раз) ФВ (размер такого типа ФВ находится в пределах 0,06...0,4 мкм) и значительное увеличение их количества при равномерном распределении, причем по всем зонам металла швов — как по внутризерненным, так и по зернограницным объемам (см. рис. 4). Последнее, по-видимому, связано с дроблением внутриобъемных и зернограницных эвтектических крупных фаз, характерных для металла швов, полученных АДСНЭ. При этом следует отметить, что большая часть ФВ, формирующихся в металле швов в условиях СТП, окружена околофазной оболочкой (см. рис. 4, в), что свидетельствует об интенсивном легировании локального околофазного пространства в объемах матричных зерен.

**Аналитическая оценка изменения свойств сварных соединений.** На базе комплексных экспериментальных исследований структурно-фазовых составляющих, формирующихся в металле

при различных термомеханических условиях, выполнены аналитические оценки их конкретного (дифференцированного) вклада в изменение общего (интегрального) значения такой механической характеристики, как предел текучести  $\sigma_T$  основного металла и металла швов после кардинально отличающихся процессов сварки — АДСНЭ (аргонодуговой) и в твердой фазе СТП.

Аналитические оценки  $\sigma_T$  выполняли согласно уравнению Арчарда, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [4–11]:

$$\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у},$$

где  $\Delta\sigma_0$  — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро);  $\Delta\sigma_{т.р}$  — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение);  $\Delta\sigma_3, \Delta\sigma_c$  — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна (зависимости Холла–Петча, зеренное и субзеренное упрочнение);  $\Delta\sigma_d$  — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием;  $\Delta\sigma_{д.у}$  — упрочнение за счет дисперсных частиц по Оровану (дисперсионное упрочнение).

Общее значение предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  приведено на рис. 5, конкретный вклад  $\Delta\sigma_T$  различных структурных составляющих в указанную характеристику основного металла и металла швов, полученных различными способами сварки — на рис. 6.

Установлено, что в основном металле сплава 1460 наиболее значимый вклад среди структурно-фазовых составляющих, определяющих показатели предела текучести, должны вносить: дис-

локационная компонента ( $\Delta\sigma_d = 127$  МПа), субзеренное ( $\Delta\sigma_c = 151$  МПа) и зеренное упрочнение ( $\Delta\sigma_3 = 62$  МПа) (рис. 6, а), что в процентном соотношении от общего значения предела текучести составляет 14, 28 и 33 % соответственно (рис. 6, б).

При сварке плавлением вклад выше упомянутых составляющих существенно снижается, поскольку плотность дислокаций в металле таких швов резко уменьшается, а размер зерен значительно увеличивается, в результате чего оцениваемые характеристики металла швов в условиях сварки плавлением по сравнению с основным металлом снижаются в 2...5 раз, а именно до значений —  $\Delta\sigma_d = 20$ ,  $\Delta\sigma_c = 36$ ,  $\Delta\sigma_3 = 31$  МПа. В процентном соотношении вклад

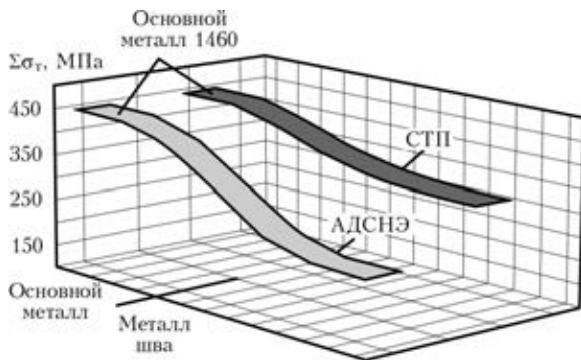


Рис. 5. Общее интегральное значение предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  алюминиевого сплава 1460 в различных зонах соединения (основной металл и металл швов, полученных АДСНЭ и СТП)

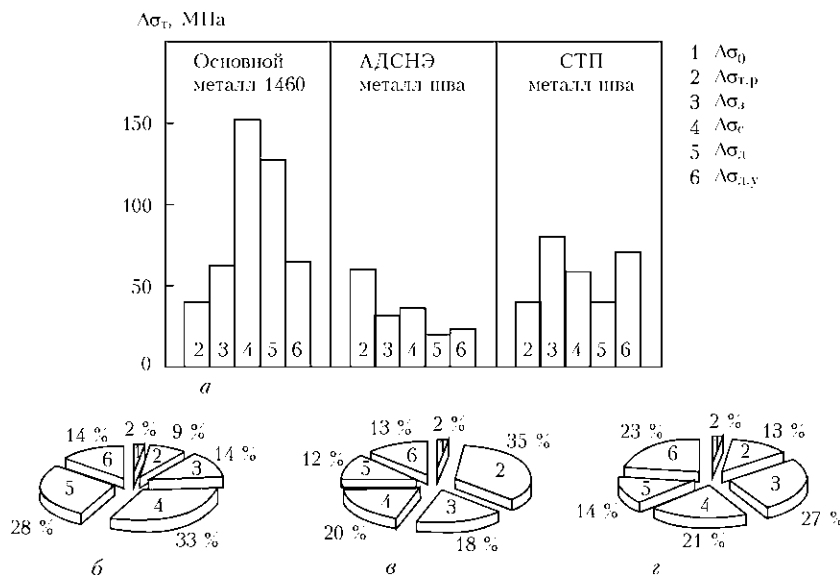


Рис. 6. Гистограмма дифференцированного вклада структурно-фазовых составляющих  $\Delta\sigma_T$  в расчетное значение предела текучести (а) и секторные диаграммы (б–д) структурного вклада (твердорастворного, зеренного, субзеренного, дислокационного, дисперсионного) в общее значение предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  в основном металле (б) и в металле швов, полученных АДСНЭ (в) и СТП (д)



соответствующих структур составляет 12, 20, 18 % соответственно (рис. 6, а, в). Причем твердорастворное упрочнение  $\Delta\sigma_{т.р}$  в указанном типе металла швов составляет примерно 60 МПа, т. е. 35 %.

В швах, полученных в твердой фазе СТП, по сравнению со швами, выполненными сваркой плавлением, существенному повышению показателей предела текучести будут способствовать: значительное измельчение структуры  $\Delta\sigma_3 = 80$  МПа), формирование субструктуры  $\Delta\sigma_c = 58$  МПа), увеличение плотности дислокаций (дислокационное упрочнение  $\Delta\sigma_d = 40$  МПа) и существенное увеличение объемной плотности дисперсных и равномерно распределенных ФВ ( $\Delta\sigma_{д.у} = 70$  МПа), что в процентном соотношении составляет в общем (интегральном) значении  $\Delta\sigma_T$  соответственно: 27, 21, 14 и 23 % (рис. 6, а, г). В условиях СТП это позволяет нивелировать градиенты прочностных характеристик (в данном случае — предел текучести) между основным, т. е. свариваемым, металлом и металлом шва до значений порядка 156 МПа, что значительно меньше градиента (порядка 285 МПа), обычно наблюдаемого при сварке плавлением.

### Выводы

1. Комплексными методами исследования сварных соединений сложнолегированного алюминиевого сплава 1460 установлены изменения ключевых структурно-фазовых составляющих, оказывающих влияние на механические характеристики сварных соединений при изменении условий технологических режимов способов сварки — от АДСНЭ к СТП (сварка в твердой фазе).

2. В условиях сварки плавлением металл швов характеризуется крупнозернистой структурой, снижением общей объемной плотности дислокаций, формированием глобулярных внутризеренных и протяженных межзеренных ФВ эвтектического типа, что обусловлено превалярованием термической активации процессов релаксации.

3. Структура металла швов при СТП отличается резким измельчением величины зерна, что связано с активацией процессов зародышеобразования, повышением общей плотности дислокаций, а также существенным диспергированием ФВ при их равномерном распределении во внут-

ризеренных и зернограничных объемах, что обеспечивается превалярованием термодетформационных условий при формировании структурно-фазового состояния металла швов.

4. Аналитические оценки общего (интегрального  $\Sigma\sigma_T$ ) значения предела текучести показали, что в металле швов, полученных СТП, за счет измельчения зеренной ( $\Delta\sigma_3 \leq 27$  %), субзеренной ( $\Delta\sigma_c \leq 21$  %) структур и диспергирования ФВ ( $\Delta\sigma_{д.у} \leq 23$  %) наблюдается общее повышение  $\Sigma\sigma_T \leq 40$  %, что значительно снижает градиент механических характеристик между основным металлом и металлом швов. В противоположность этому снижение значения предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  металла швов в условиях сварки плавлением, обусловленное укрупнением зеренной структуры и уменьшением общей плотности дислокаций, способствует возрастанию градиента по показателям предела текучести между основным металлом и металлом швов сварного соединения.

1. Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–1999 гг. и 2000–2015 гг. // Тр. V сессии Науч. совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения». — Киев: Наук. думка, 2000. — С. 15–19.
2. Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы в авиационной технике // Тр. III сессии Науч. совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения». — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 5–9.
3. Методика утонения образцов разнородных сварных соединений для электронно-микроскопических исследований / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 60.
4. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
5. Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
6. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
7. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
8. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. — С. 11–40.
9. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — 173, № 1. — P. 25–28.
10. Orowan E. Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
11. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — 23. — P. 117–177.

Поступила в редакцию 15.01.2013