

УДК 621.791.14

А.А. Попович¹, О.В. Панченко¹, А.А. Наумов¹,
А.В. Свиридов², А.А. Скупов², С.В. Сбитнева²

СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА В-1469-Т

DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-11-17

Проведены исследования сварных соединений листовых полуфабрикатов алюминий-литиевого сплава В-1469-Т, выполненных сваркой трением с перемешиванием (СТП). Проведенный рентгенографический контроль показал отсутствие недопустимых дефектов по всей длине сварного шва. Испытания по определению механических характеристик сварных соединений показали, что уровень прочности сварных соединений, выполненных СТП, составил 0,85 от прочности основного металла при удовлетворительных показателях пластичности. Проведенная просвечивающая электронная микроскопия позволила определить распределение упрочняющих фаз в характерных зонах сварного соединения.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, алюминий-литиевый сплав В-1469-Т, механические свойства, просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ).

А.А. Popovich¹, О.В. Panchenko¹, А.А. Naumov¹,
А.В. Sviridov², А.А. Skupov², С.В. Sbitneva²

FRICTION STIR WELDING OF ALUMINUM-LITHIUM ALLOY V-1469-T

An examination of welded joints of aluminum-lithium alloy V-1469-T sheets made by friction stir welding (FSW) was carried out. The X-ray inspection showed the absence of unacceptable defects along the entire length of the weld. The mechanical characteristics tests of welded joints showed that the strength level of FSW joints was 0.85 of the base metal strength with satisfactory ductility. Transmission electron microscopy allowed to define the strengthening phase distribution in welded joint special zones.

Keywords: friction stir welding, regression model, aluminum-lithium alloy V-1469-T, mechanical properties, transmission electron microscopy (TEM).

¹Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» [Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Education «Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University»]; e-mail: office@spbstu.ru

²Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

С развитием авиационной и космической техники возникает необходимость использования современных материалов с улучшенными физико-механическими свойствами. Возрастающие требования надежности, ресурса и весовой эффективности конструкций стимулируют совершенствование композиций алюминиевых сплавов для получения оптимального соотношения эксплуатационных и технологических характеристик. Так, в настоящее время одним из перспективных направлений развития алюминиевых сплавов является разработка деформируемых сплавов пониженной плотности, легированных литием. Являясь самым легким металлом композиции, литий (плотность $\sim 0,53$ г/см³) способен улучшать механические, коррозионные и физические свойства

сплавов. Однако основное преимущество от легирования алюминия литием состоит в том, что каждый массовый процент лития снижает плотность сплава на 3%. Во ФГУП «ВИАМ» разработан высокопрочный алюминий-литиевый сплав третьего поколения марки В-1469, который рекомендован для элементов, работающих на сжатие длительно во всех климатических условиях до температур 150°C (верхние поверхности крыла, лонжероны, балки, стрингеры и другие детали фюзеляжа) [1–4].

Применение алюминий-литиевых сплавов в сварных конструкциях обеспечивает снижение массы изделия при повышении удельной прочности и жесткости, что позволяет повысить как несущую способность конструкции, так и ее весовую эффективность. Но применение традиционных способов

сварки алюминиевых сплавов не обеспечивает требуемого уровня характеристик, предъявляемых конструкторами к сварным соединениям. Это связано с тем, что при сварке плавлением сплавов системы Al–Cu–Li выявляется ряд таких характерных проблем, как пористость, горячие трещины, а также значительное снижение прочности соединения по сравнению с основным материалом под действием термического цикла сварки [5–7]. Решение перечисленных проблем возможно благодаря технологии сварки трением с перемешиванием (СТП), которая является разновидностью сварки давлением. При СТП механическая энергия, подводимая к свариваемым деталям, преобразуется в тепловую, при этом происходит генерирование тепла непосредственно в месте будущего соединения. Образование соединения при данном виде сварки является результатом процессов деформационного и термического воздействия. Вследствие этого формируется сложное структурно-фазовое состояние, исследования которого включают изучение механических свойств и структурно-фазового состояния. Основные параметры СТП (скорость вращения инструмента, скорость сварки, давление на инструмент) определяют условия фрикционного нагрева свариваемых кромок и оказывают существенное влияние не только на значение и ориентацию сил, действующих на пластифицированный металл, но и на структурно-фазовое состояние сварных соединений. Именно поэтому важнейшим этапом разработки технологии СТП является выбор технологических параметров, которые определяют не только производительность изготовления сварной конструкции в целом, но и уровень механических характеристик соединений [8–11].

Процесс СТП обеспечивает такие многочисленные преимущества, как малые деформации после сварки, высокие воспроизводимость процесса и прочность соединения. Широкие возможности данного вида сварки значительно упрощают технологию сборки, обеспечивают отсутствие жестких требований к подготовке поверхности перед сваркой, позволяют повысить уровень авто-

матизации процесса и снизить массу сварной конструкции благодаря замене нахлесточного соединения стыковым. Техно-экономические преимущества процесса СТП делают его наиболее эффективной технологией создания неразъемных соединений интегральных конструкций из высокопрочных алюминий-литиевых сплавов. Технология СТП может быть использована для соединения сплавов, легированных литием и относящихся к категории несвариваемых методами сварки плавлением, когда вынужденно применяются заклепочные соединения, при этом уровень прочности сварного соединения составляет до 80% от прочности основного материала [12–14].

Целью данной работы является определение механических характеристик и структурно-фазового состояния сварных соединений листов алюминий-литиевого сплава В-1469-Т.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 10.7. «Ресурсосберегающие технологии сварки в твердой фазе трудносвариваемых конструкционных и функциональных материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [15].

Материалы и методы

Исследования проводили на листовых полуфабрикатах толщиной 1,5 мм из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 в состоянии Т (закалка).

Подготовку поверхности заготовок из алюминий-литиевого сплава В-1469-Т проводили химическим травлением под сварку в соответствии с ПИ1.4.1555–2000.

Сварка проведена на комплексе Matec 40P. Методы исследования и геометрические размеры образцов для определения механических характеристик (σ_b , α , КСУ) сварных соединений соответствуют ГОСТ 6996–66. Испытания на кратковременную прочность проводили на поперечных образцах сварных соединений. Схема вырезки образцов представлена на рис. 1.

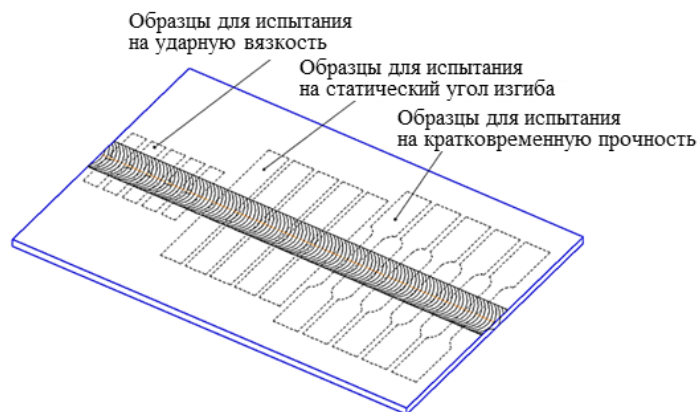


Рис. 1. Схема вырезки образцов для механических испытаний

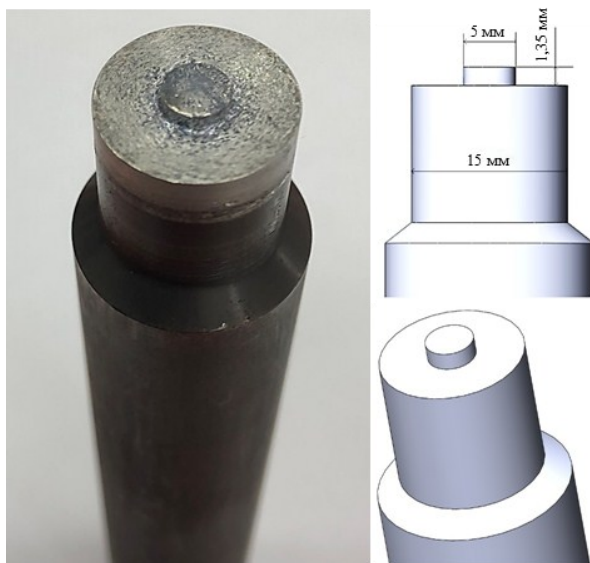


Рис. 2. Инструмент для сварки трением с перемешиванием

Для СТП использовали инструмент производства СПБПУ (рис. 2) с диаметром наконечника 5 мм и длиной наконечника 1,35 мм. Заплекник гладкий и плоский диаметром 15 мм.

Сварку трением с перемешиванием производили в режиме контроля постоянного осевого усилия при установившемся процессе. При выборе режимов СТП варьировали вертикальное усилие на инструмент, скорость вращения и перемещения инструмента до получения визуально бездефектных соединений. Для проведения испытаний изготовили сварные образцы по выбранным режимам в соответствии с данными табл. 1.

Замеры микротвердости проводили на автоматизированном микротвердомере EmcoTest DuraScan 20. Твердость (HV_1) измеряли при нагрузке на индентор 9,8 Н. Продолжительность выдержки под нагрузкой 10 с.

Металлографический анализ проводили с помощью стереомикроскопа Olympus SZ 61 и оптического инвертированного микроскопа Olympus

GX51. Травление микрошлифов осуществляли в реактиве Келлера с последующим осветлением 20%-ной азотной кислотой.

Рентгенографический неразрушающий контроль проводили в соответствии с ПИ1.2.226–2008. В качестве источника ионизирующего излучения применяли рентгеновский аппарат РУМ 7.

Рентгенографический контроль проводили на аппарате RE-320/14 (режим контроля: анодное напряжение $U_a=60$ кВ, анодный ток $I_a=10$ мА, продолжительность экспозиции $t_3=1,5$ мин, фокусное расстояние $F=800$ мм) в соответствии с ПИ1.2.226–2008. В качестве детектора рентгеновского излучения применяли радиографическую пленку AGFA D4.

Исследование микроструктуры проведено с применением просвечивающего электронного микроскопа Tescna G2 F20 TWIN TMP при ускоряющем напряжении 200 кВ по MM1.595-17-351–2008. Образец для электронной микроскопии вырезали на электроэрозионном станке АРТА-120 в форме дисков диаметром 3 мм и толщиной 0,5–0,7 мм. Затем диски механически шлифовали до толщины ~0,1 мм. Исследования проводили на фольгах, полученных методом струйной полировки в кислотно-спиртовом электролите, охлажденном до -38°C , на установке TenuPol-5 фирмы Struers.

Результаты и обсуждение

Визуальная оценка формирования сварного соединения показала равномерное заглубление инструмента и минимальный выход грата по всей длине шва, монотонную шероховатость лицевой поверхности шва без задигов и следов перегрева.

Рентгенографический контроль сварной заготовки показал отсутствие дефектов по всей длине сварного шва и его пригодность для дальнейших испытаний.

Проведено изготовление образцов по нескольким выбранным режимам и определены механические характеристики сварных соединений и основного металла. Выбран режим, обеспечивающий наиболее высокие механические характеристики сварных соединений (табл. 2).

Таблица 1

Диапазоны выбранных режимов сварки трением с перемешиванием

Усилие прижатия, кН	Скорость вращения, об/мин	Скорость сварки, мм/мин
7–10	700–800	100–200

Таблица 2

Механические свойства сварных соединений сплава В-1469-Т, выполненных сваркой трением с перемешиванием

$\sigma_{в.св}$, МПа	$\sigma_{в.св}/\sigma_{в}$	Угол изгиба α , градус	δ , %
$\frac{390-400}{397}$	0,85	$\frac{34-101}{78}$	$\frac{9,4-13,0}{10,8}$
Примечание. Прочность основного металла $\sigma_{в}=466$ МПа при относительном удлинении $\delta=20\%$; в числителе – минимальные и максимальные значения, в знаменателе – средние.			

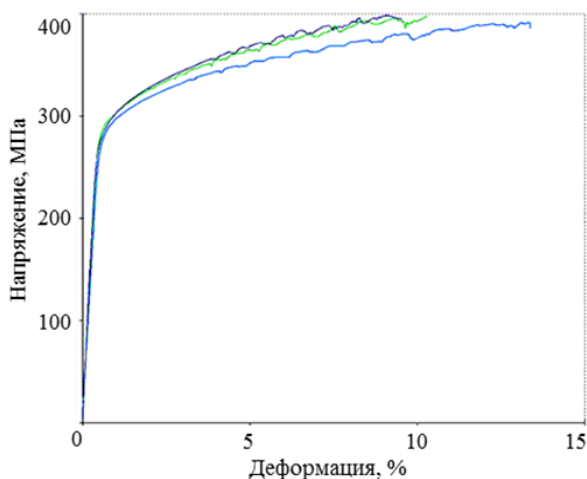


Рис. 3. Диаграмма деформирования сварных образцов из сплава В-1469-Т

Анализ результатов механических испытаний показал, что уровень прочности сварных соединений сплава В-1469-Т составил 0,85 от прочности основного металла при удовлетворительных показателях пластичности.

По результатам проведенных испытаний на растяжение сварных образцов из сплава В-1469-Т построены диаграммы деформирования с определением относительного удлинения. Установлено, что относительное удлинение основного металла в поперечном направлении >20%, в продольном направлении достигает 13%, среднее значение относительного удлинения сварных образцов составило 10,8% (рис. 3).

Металлографические и фрактографические исследования показали, что в сварных соединениях отсутствуют дефекты типа слипания и несплошности, характерные для данного вида сварки, обнаружить которые неразрушающими методами контроля невозможно. В структуре сварного шва наблюдаются характерные зоны: зона перемешивания, зона набегания, зона отхода, зона основного материала. Условные границы зоны перемешивания показаны на рис. 4.

Структура переходной зоны, формирующаяся при СТП, значительно отличается на входе

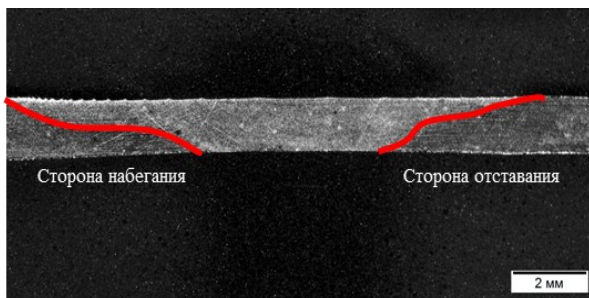


Рис. 4. Макроструктура сварного соединения сплава В-1469-Т

(сторона набегания) и на выходе инструмента (сторона отставания) вследствие различной степени пластической деформации (рис. 5). Границы зоны ядра сварного шва выражены неявно, структура вытянута на периферии в направлении вращения инструмента.

Проведены фрактографические исследования образцов после испытаний на статический угол изгиба (α), ударную вязкость (KCU) и кратковременную прочность при растяжении (σ_b) (рис. 6).

По результатам проведенных исследований установлено, что в изломе образца, испытанного на статический угол изгиба наблюдается слоистое строение, в центральной зоне излома разрушение прошло внутризеренно, с формированием вязкого мелкоямочного рельефа. Приповерхностная зона толщиной $\sim(100-150)$ мкм имеет более плотное строение и разрушается по механизму вязкого среза. В изломе образца, испытанного на ударную вязкость, разрушение в основном материале прошло с формированием вязкого ямочного рельефа. Вблизи поверхности разрушение проходит по механизму вязкого среза. В изломе образца, испытанного на кратковременную прочность, наблюдается слоистое строение. Разрушение прошло внутризеренно, с формированием ямочного рельефа различной пластичности.



Рис. 5. Микроструктура ($\times 50$) сварных соединений сплава В-1469-Т со стороны набегания (а) и выхода инструмента (б)

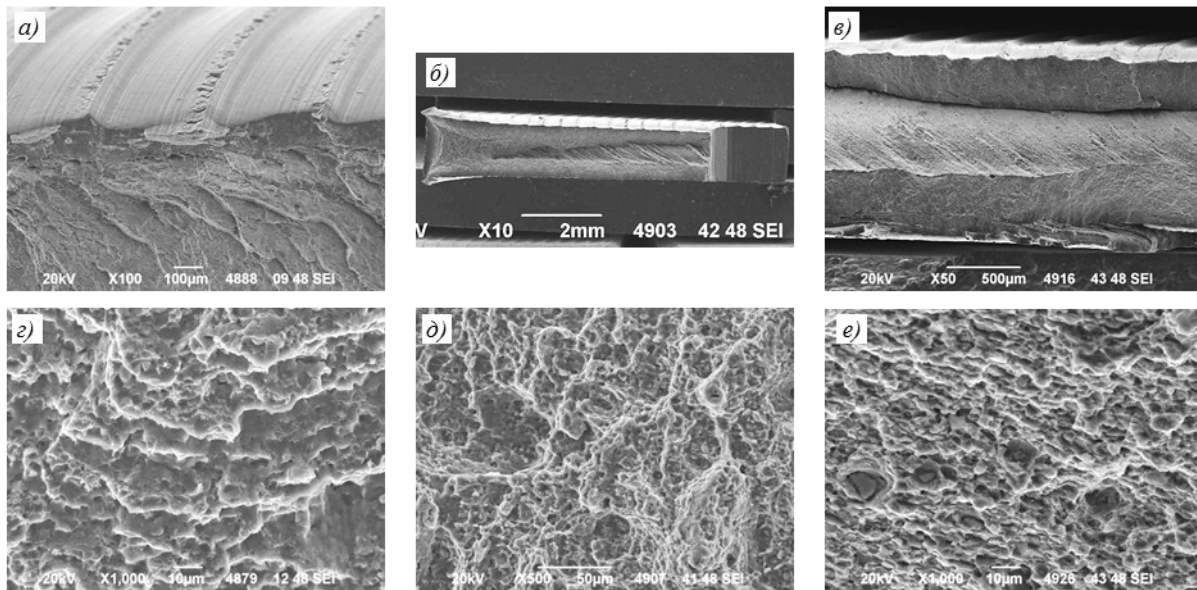


Рис. 6. Общий вид излома (*a–в*) и ямочный рельеф (*г–е*) образцов после испытаний на статический угол изгиба (*a, г*), ударную вязкость (*б, д*) и кратковременную прочность (*в, е*)

Для проведения исследований методом просвечивающей электронной микроскопии установлено распределение микротвердости (рис. 7) в поперечном сечении сварного соединения и определены его характерные зоны (основной металл, переходная зона и ядро сварного шва) и проведена вырезка фольг.

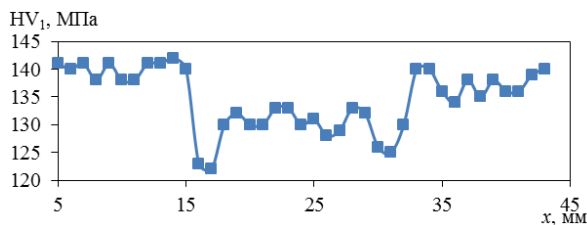


Рис. 7. Распределение микротвердости сварного соединения алюминий-литиевого сплава В-1469-Т

Распределение микротвердости в поперечном сечении характерно для сварных соединений термически упрочняемых сплавов. Зоны пониженной твердости соответствуют переходным зонам от сварного шва до зоны термического влияния. Кроме того, установлено, что зона термического влияния всего на 3 мм шире радиуса заплечика инструмента, что подтверждает малое термическое воздействие выбранного режима СТП.

Результаты исследований, проведенные методом просвечивающей электронной микроскопии, позволили установить, что структура материала всех зон сварного соединения субзернистая, с преимущественной ориентировкой кристаллографических плоскостей (110) в плоскости листа (рис. 8, *a–в*). Размеры субзерен в областях основного материала и околошовной зоны в среднем не превышают 2 мкм, а в зоне сварного соединения шва преобладают более крупные субзерна – до 5 мкм.

Дислокационная структура исследованных областей имеет заметные различия по типу дислокаций и плотности их распределения в объеме материала. В области основного материала наблюдается высокая плотность закалочных дислокационных петель и практически отсутствуют дислокации геликоидального типа (рис. 8, *г*). Тогда как в областях сварного шва и околошовной зоны плотность дислокаций ниже, при этом в зоне сварного шва преобладают дислокации геликоидального типа, что, вероятно, связано с повышенной плотностью точечных дефектов кристаллической решетки в данной области (рис. 8, *д, е*).

С применением темнопольных методов исследован фазовый состав сварного шва, околошовной зоны и основного материала. В структуре сварного шва в различной концентрации наблюдаются выделения пластинчатой Ω' -фазы (рис. 9, *a, б*), наноразмерные частицы δ' -фазы (рис. 9, *г–е*) и дисперсоиды Al_3Sc (рис. 9, *в, д*). В околошовной зоне наблюдается более высокая плотность упрочняющих фаз. Выделения пластинчатой Ω' -фазы наблюдаются как в объеме, так и на границах субзерен, и видны также на светлопольных снимках в виде ломаных линий субграниц (рис. 9, *б*).

В области основного материала размеры и плотность выделений Ω' -фазы (рис. 9, *a*) заметно меньше по сравнению с околошовной зоной (рис. 9, *б*). Характер зарождения пластин в данной области преимущественно гомогенный.

Размер частиц δ' -фазы во всех исследованных зонах приблизительно одинаковый и составляет ~1 нм (рис. 9, *г–е*). На темнопольных снимках, полученных в сверхструктурных рефлексах, кроме частиц δ' -фазы видны также дисперсоиды Al_3Sc . Наибольшая плотность выделений таких

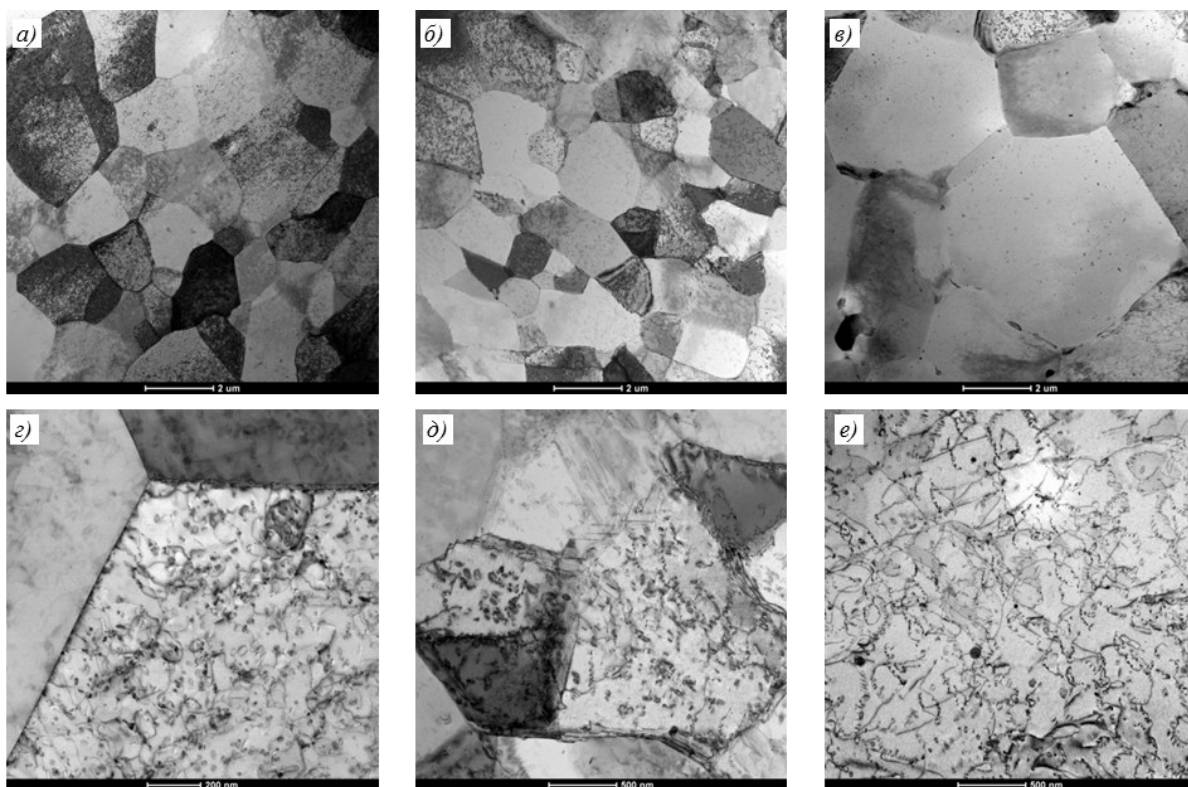


Рис. 8. Субзернистая (*a–b*) и дислокационная (*г–e*) структура основного металла (*a, г*), околосшовной зоны (*б, д*) и зоны шва (*в, e*)

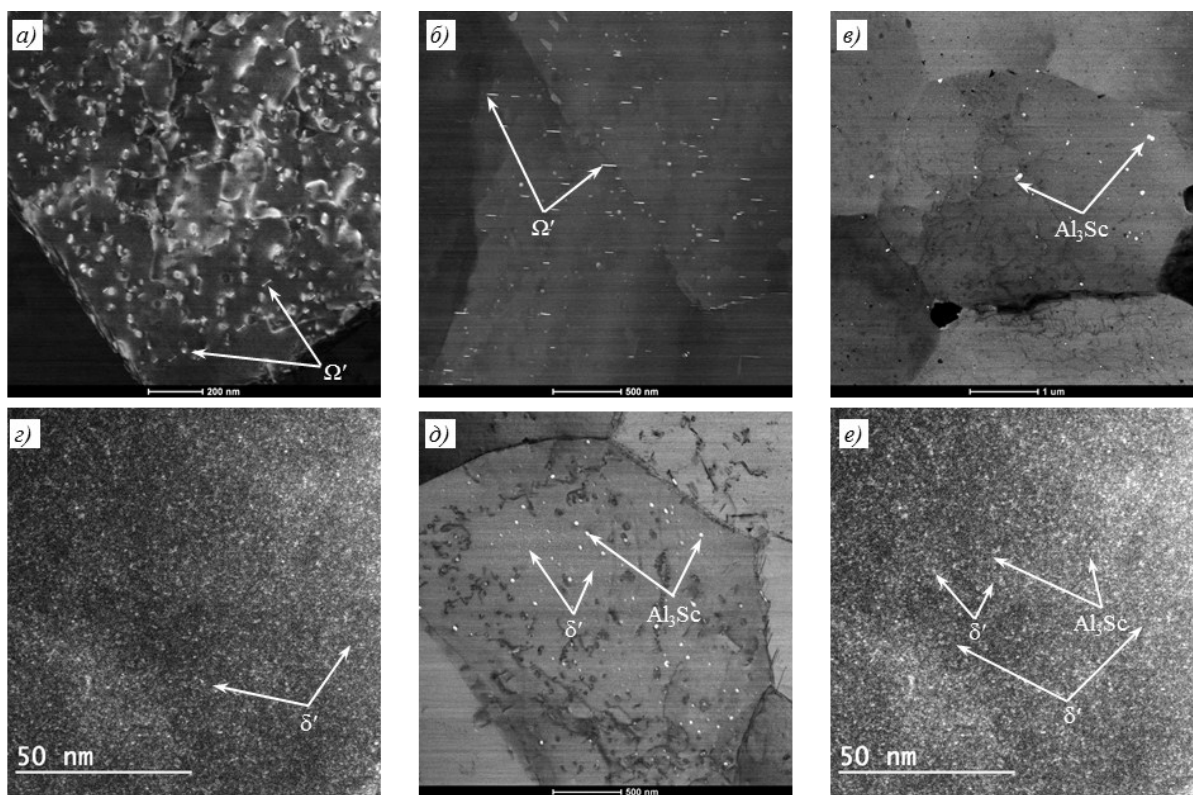


Рис. 9. Выделения упрочняющих фаз Ω' (*a, б*) и δ' (*г–e*) и дисперсоида Al_3Sc (*в, д*) в основном металле (*a, г*), околосшовной зоне (*б, д*) и зоне шва (*в, e*)

дисперсоидов также отмечается в околошовной зоне, при меньшей плотности выделений в зоне шва и основного материала.

Заключения

Визуальный и рентгенографический контроль сварной заготовки показал отсутствие внутренних дефектов, минимальный выход грата, монотонную шероховатость лицевой поверхности шва без следов перегрева по всей длине шва.

Исследования механических характеристик показали, что уровень прочности сварного соединения сплава В-1469-Т, полученного СТП в условиях СПБПУ на установке Mates 40P, составил 0,85 от прочности основного металла.

Металлографические исследования показали характерное для СТП формирование сварного соединения со структурой, вытянутой по периферии вращения инструмента и размером зерна 3–12 мкм.

Фрактографические исследования образцов после механических испытаний показали структуру изолов с преимущественным вязким внутризеренным разрушением. Характерных дефектов СТП типа слипания и несплошности не выявлено.

Размеры субзерен в областях основного материала и околошовной зоны в среднем не превышают 2 мкм. Отмечен незначительный рост зерна в зоне сварного шва до 5 мкм.

В области основного материала размеры и плотность выделений Ω' -фазы заметно меньше по сравнению с околошовной зоной. Наиболее высокая плотность упрочняющих фаз наблюдается в околошовной зоне, что свидетельствует о прохождении в этой зоне первичных процессов старения под воздействием сварочно-термического цикла и обуславливает снижение твердости закаленной структуры.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Материалы для авиакосмической техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2007. №5. С. 7–27.
2. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю. Алюминий-литиевые сплавы нового поколения и слоистые алюмокомпозиты на их основе // Цветные металлы. 2016. №8 (884). С. 86–91. DOI: 10.17580/tsm.2016.08.13.
3. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Нефедова Ю.Н., Козлова О.Ю., Пантелеев М.Д., Осипов Н.Н., Клычев А.В. Технологические особенности изготовления деталей из алюминий-литиевого сплава 1441 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. №10 (70). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-17-26.
4. Каблов Е.Н., Морозова Л.В., Григоренко В.Б., Жегина И.П., Фомина М.А. Исследование влияния коррозионной среды на процесс накопления повреждений и характер разрушения конструкционных алюминиевых сплавов 1441 и В-1469 при испытаниях на растяжение и малоцикловую усталость // Материаловедение. 2017. №1. С. 41–48.
5. Лукин В.И., Оспенникова О.Г., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д. Сварка алюминиевых сплавов в авиакосмической промышленности // Сварка и диагностика. 2013. №2. С. 47–52.
6. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Перспективные алюминиевые сплавы и технологии их соединения для изделий авиакосмической техники // Тез. докл. 2-ой Междунар. конф. «Алюминий-2. Сварка и пайка». М., 2012. Ст. 08.
7. Лукин В.И., Иода Е.Н., Базескин А.В., Лавренчук В.П., Овчинников В.В., Махин И.Д. Особенности формирования сварного соединения при сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава В-1469 // Сварочное производство. 2012. №6. С. 30–36.
8. Лукин В.И., Бецофен С.Я., Пантелеев М.Д., Долгова М.И. Влияние термомеханического цикла СТП на формирование структуры сварного соединения сплава В-1469 // Сварочное производство. 2017. №7. С. 17–24.
9. Лукин В.И., Кулик В.И., Бецофен С.Я., Лукина Е.А., Шаров А.В., Пантелеев М.Д., Саморуков М.Л. Сварка трением с перемешиванием полуфабрикатов высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №12 (60). Ст. 02. URL: www.viam-works.ru (дата обращения: 03.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-12-2-2.
10. Бецофен С.Я., Сбитнева С.В., Пантелеев М.Д., Бахрадзе М.М., Долгова М.И., Кабанова Ю.В. Исследование формирования фазового состава сплава системы Al–Cu–Li В-1469 в процессе сварки трением с перемешиванием // Металлы. 2018. №6. С. 54–63.
11. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Влияние термической обработки на характеристики сварных соединений высокопрочных алюминийлитиевых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №4. Ст. 06. URL: www.viam-works.ru (дата обращения: 03.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-6-6.
12. Бецофен С.Я., Лукин В.И., Долгова М.И., Пантелеев М.Д., Кабанова Ю.А. Фазовый состав, текстура и остаточные напряжения в соединениях из сплава В-1469, полученных сваркой трением с перемешиванием // Деформация и разрушение материалов. 2017. №11. С. 33–41.
13. Бахрадзе М.М., Пантелеев М.Д., Скупов А.А., Белозор В.Е., Пономарев П.А. Оптимизация механических характеристик сварных соединений, выполненных СТП, с использованием современных вычислительных систем // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2019. №4 (76). Ст. 02. URL: www.viam-works.ru (дата обращения: 03.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-11-20.
14. Лукин В.И., Ерасов В.С., Пантелеев М.Д., Автаев В.В., Саморуков М.Л., Кулик В.И. Освоение сварки трением с перемешиванием применительно к конструкции крыла самолета // Сварочное производство. 2017. №6. С. 44–48.
15. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.