

УДК 669.715:669.884

М.С. Оглодков¹, Н.Д. Щетинина¹, А.С. Рудченко¹, М.Д. Пантелеев¹

НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ АВИАЦИОННО-КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ (обзор)

DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-19-29

Представлен обзор публикаций в области развития и применения современных алюминий-литиевых сплавов в конструкциях изделий авиационной и космической техники. Данный обзор обобщает исследования, посвященные влиянию легирующих элементов, параметров термической обработки и обработки давлением на фазовый состав, структуру и свойства полуфабрикатов и изделий из сплавов системы Al–Cu–Li. Рассмотрены также наиболее перспективные методы их сварки, такие как сварка трением с перемешиванием и лазерная сварка.

Ключевые слова: сплавы системы Al–Cu–Li, легирование, фазовый состав, старение, коррозионная стойкость, механические свойства.

M.S. Oglodkov¹, N.D. Shchetinina¹, A.S. Rudchenko¹, M.D. Panteleev¹

DIRECTIONS OF THE DEVELOPMENT OF PROMISING ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS FOR AEROSPACE ENGINEERING (review)

This article provides a review of publications in the field of the development and application of modern aluminum-lithium alloys in the construction of aircraft and space technology products. The review summarizes the research that are devoted to the influence of alloying elements, parameters of heat treatment and pressure treatment on phase composition, structure and properties of semi-finished products and products from Al–Cu–Li based alloys of the new generation. The most promising methods for welding these alloys, such as friction stir welding and laser welding, are also discussed.

Keywords: Al–Cu–Li based alloys, alloying, phase composition, aging strength, corrosion resistance, mechanical properties.

¹Федеральное 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

Новые материалы играют важнейшую роль в развитии авиастроения [1]. Особый интерес представляют сплавы, обеспечивающие снижение массы летательных аппаратов. С этой точки зрения перспективными являются алюминий-литиевые сплавы, которые обладают уникальными свойствами, сочетающими высокие значения удельной прочности и модуля упругости, по сравнению с алюминийевыми сплавами других систем легирования. Повышение концентрации лития на 1% (по массе) при легировании в алюминий-литиевых сплавах снижает плотность материала на 3% и повышает модуль упругости на 5% [2].

Первый промышленный алюминий-литиевый сплав AA2020 системы Al–1,1Li–4,5Cu–0,5Mn–0,2Cd (здесь и далее – % (по массе)) был разработан в 1958 г. и успешно применен

для обшивки крыльев и хвостового оперения самолета Northrop RA-5C Vigilante. Однако в 1960-х годах его использование было прекращено по причине того, что полуфабрикаты из этого сплава обладали неприемлемо низкими значениями вязкости разрушения. В тот же период в СССР были разработаны сплавы ВАД-23 (Al–1,1Li–5,3Cu–0,6Mn–0,17Cd) и 1420 (Al–2,0Li–5,3Mg–0,5Mn) [3]. Указанные сплавы относятся к сплавам первого поколения.

В 1970-х годах началась разработка сплавов второго поколения. Эти сплавы все еще обладали рядом существенных недостатков, такими как: высокая анизотропия механических свойств, низкая вязкость разрушения, образование микротрещин в процессе изготовления полуфабрикатов, низкая коррозионная стойкость, появление острой текстуры деформации в деформированных полуфабрикатах и низкая термическая стабильность

[4, 5]. Работа над сплавами третьего поколения началась в начале 1990-х годов и продолжается до настоящего времени. В ходе разработки новых сплавов были частично устранены недостатки сплавов второго поколения путем снижения концентрации лития до 1,8%, а также оптимизации режимов деформации и термической обработки. У сплавов третьего поколения существенно меньшая анизотропия механических свойств; такие сплавы, как 2198-T8, 2050-T84, 2065-T84, 2199-T8E80 и 2099-T83, обладают повышенной коррозионной стойкостью; сплавы 2099-T8E67, 2199-T8E80 и 2195-T84 отличаются высокими характеристиками вязкости разрушения, сплавы 2195-T84 и 2050-T84 – высокой термической стабильностью [3, 5]. Современные отечественные алюминий-литиевые сплавы (В-1461, В-1469, В-1480 и В-1481) также демонстрируют высокие значения вязкости разрушения и снижение склонности к анизотропии механических свойств. Сплавы В-1461 и В-1469 обладают высокой стойкостью к коррозионным поражениям.

Среди алюминий-литиевых сплавов особый научный-практический интерес представляют сплавы системы Al–Cu–Li. Сплавы данной системы легирования обладают наилучшим сочетанием прочности и пластичности [3, 6]. Среди зарубежных сплавов этой системы наибольшее применение нашли сплавы 2198 и 2050, как в авиационной, так и в космической отраслях промышленности.

Сплав 2050 разработан с целью удовлетворения потребности авиакосмической отрасли в крупногабаритных полуфабрикатах. Толщина плит из этого сплава достигает 160 мм. Сплав разрабатывали для производства толстостенных рам и ребер крыльев гражданских и военных самолетов и использовали для изготовления элементов нижней панели крыла коммерческого самолета А380-800 [7]. Сплав 2050 также применяли при разработке криогенных баков космической ракеты-носителя Ares I, благодаря его высоким показателям вязкости разрушения и механических свойств при криогенных температурах [5, 8].

Листы из сплава 2198 используют в компании Airbus при изготовлении обшивки фюзеляжа самолета А350, листы и плиты из этого сплава также послужили материалом для изготовления баков обеих ступеней ракеты-носителя Falcon 9 [8]. Сплав 2198 обладает высокими значениями прочности при сжатии, высокой коррозионной стойкостью и устойчивостью к усталостному растрескиванию [9].

Среди отечественных сплавов наиболее перспективными являются коррозионно-стойкий сплав В-1461, отличающийся также высокими значениями вязкости разрушения; высокопрочный, высокомодульный, коррозионно-стойкий сплав В-1469, а также сплавы повышенной чистоты – высокопрочный, трещиностойкий сплав В-1480 и высокомодульный сплав В-1481. Листы и плиты из этих сплавов являются альтернативой полуфабрикатам из серийных сплавов В950.ч.-Т2 и 1163-Т и могут применяться для изготовления силового набора и обшивки фюзеляжа.

Повышение характеристик трещиностойкости, вязкости разрушения и коррозионной стойкости новых сплавов системы Al–Cu–Li при разработке технологий изготовления полуфабрикатов возможно путем варьирования следующих факторов: концентрации легирующих элементов, режимов упрочняющей термической обработки и параметров технологии обработки полуфабрикатов давлением.

В представленном обзоре рассмотрено влияние основных технологических параметров изготовления на свойства полуфабрикатов из алюминий-литиевых сплавов.

Влияние легирующих элементов на фазовый состав и структуру сплавов системы Al–Cu–Li

Снижение плотности и повышение эксплуатационных характеристик конструкционных сплавов определяется достижением оптимального соотношения легирующих элементов [10]. В сплавах системы Al–Cu–Li в зависимости от концентрации легирующих элементов Cu и Li в процессе термической обработки могут выделяться три основные упрочняющие фазы δ' , θ' и T_1' (T_1) при содержании Cu в диапазоне от 2 до 5%:

- при низком содержании Li (<0,6%) в основном происходит образование фазы θ' (Al_2Cu);

- при среднем содержании Li (<(1,4–1,5)%) основной упрочняющей фазой является T_1 (Al_2CuLi) [11] – следует отметить, что фаза T_1 оказывает наибольший упрочняющий эффект [12];

- при высоком содержании Li (>(1,4–1,5)%) в результате искусственного старения наряду с θ' - и T_1 -фазами происходит выделение фазы δ' ($AlLi$), которая также способствует упрочнению сплава [13].

В некоторых сплавах этой системы легирования в упрочнении также участвует и фаза S' (Al_2CuMg) пластинчатой морфологии [14, 15].

Таблица 1

Химический состав зарубежных сплавов системы Al–Cu–Li [7, 9]

Сплав	Li	Cu	Mg	Ag	Zr	Fe	Si	Mn	Zn	Ti
2198	0,8–1,1	2,9–3,5	0,25–0,8	0,1–0,5	0,04–0,18	≤0,1	≤0,08	≤0,5	≤0,35	≤0,1
2050	0,7–1,3	3,2–3,9	0,2–0,6	0,2–0,7	0,06–0,14	≤0,1	≤0,08	0,2–0,6	≤0,25	≤0,1

В табл. 1 представлен химический состав зарубежных сплавов 2050 и 2198 системы Al–Cu–Li.

Добавка Ti препятствует росту зерна в процессе затвердевания слитка, а добавка Zn способствует твердорастворному упрочнению и увеличивает коррозионную стойкость сплава [5]. Легирование алюминий-литиевых сплавов Mg и Ag усиливает зародышеобразование фазы T₁, чему также способствует образование дислокаций в ходе правки растяжением полуфабриката перед искусственным старением [16]. Легирование серебром улучшает прочностные свойства алюминий-литиевых сплавов вследствие увеличения степени несоответствия решеток матрицы и упрочняющих δ'- и T₁-фаз при вхождении атомов серебра в решетку упрочняемых фаз [5, 17].

Легирование алюминий-литиевых сплавов Zr и Sc препятствует рекристаллизации за счет образования дисперсоидов типа Al₃X, обладающих достаточно высоким несоответствием параметров решетки с матрицей. Частицы этих фаз эффективно тормозят движение границ зерен, что приводит к повышению температуры рекристаллизации [18, 19].

Таким образом, обеспечение оптимального сочетания прочности, трещиностойкости, вязкости разрушения и коррозионной стойкости в современных сплавах системы Al–Cu–Li достигается путем снижения содержания Li (до 0,6–1,8%), а также дополнительным легированием такими элементами, как Zn, Mg и Ag.

Влияние параметров старения на фазовый состав, структуру и свойства сплавов системы Al–Cu–Li

Необходимый комплекс свойств (сочетание прочностных свойств, коррозионной стойкости, характеристик трещиностойкости и вязкости разрушения) обеспечивается благодаря получению регламентированной структуры и фазового состава, что достигается путем применения термической обработки, включающей гомогенизационный отжиг слитка, а также закалку и старение полуфабриката. Старение сплавов системы Al–Cu–Li может быть реализовано в трех состояниях: недостаренное состояние (выдержка – не более 10 ч при температуре 160 °С), старение до максимальной прочности (продолжительность выдержки – от 12 до 50 ч) и пере-

старенное состояние (выдержка – более 100 ч). Для того, чтобы обеспечить нужное сочетание прочности, пластичности, вязкости разрушения и коррозионной стойкости совершенствуют режимы старения.

Изменение режимов старения оказывает влияние на состав и морфологию выделений упрочняющих фаз, что, в свою очередь, приводит к изменению свойств получаемого изделия. На рис. 1 показано изменение свойств сплава 2198 (прочностных характеристик, пластичности, твердости, электропроводности) в зависимости от температуры старения [20].

На ранних стадиях старения сплава 2198 основными упрочняющими фазами являются δ'- и θ'-фазы; при старении при температурах >160 °С доминирующей фазой становится T₁-фаза, что обуславливает повышение прочностных характеристик (рис. 1, а). Кроме того, при повышении температуры старения происходит изменение морфологии поверхности излома: ямочный тип излома сменяется смешанным ямочно-межзерненным типом [20, 21].

После закалки (перед старением) заготовки могут подвергаться холодной деформации. Степень деформации перед старением является одним из контролируемых параметров, оказывающих влияние на морфологию плотности распределения выделений упрочняющих фаз [4]. Например, в процессе обработки полуфабрикатов из сплава 2050 применяется деформация растяжением от 3,5 до 4%.

Параметры процесса старения также оказывают влияние на коррозионную стойкость сплава. Установлено, что оптимальные значения коррозионной стойкости достигаются при использовании многоступенчатого режима старения [22]. Для режимов недостаривания характерна высокая склонность к коррозионному растрескиванию, что объясняется разницей в объемной доле фазы T₁ на границе и в теле зерна. Разница электрохимических потенциалов между границей и телом зерна определяет скорость и величину коррозии [23]. При этом стойкость к расслаивающей, межкристаллитной и коррозии под напряжением увеличивается при увеличении длительности старения [24, 25].

При разработке режимов термической обработки применяются диаграммы фазовых превращений при старении, которые дают

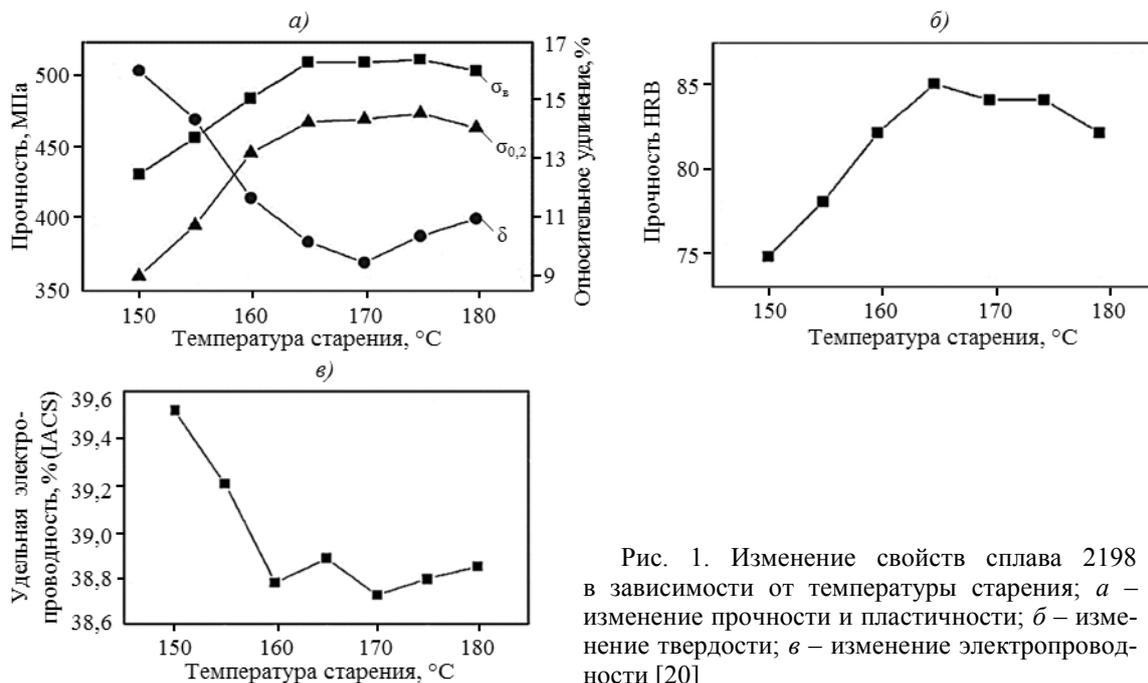


Рис. 1. Изменение свойств сплава 2198 в зависимости от температуры старения; а – изменение прочности и пластичности; б – изменение твердости; в – изменение электропроводности [20]

представление об изменении фазового состава упрочняющих фаз в процессе старения в широком температурно-временном интервале. Для сплавов В-1461 и В-1469 диаграммы фазовых превращений представлены на рис. 2 [26, 27].

Установлено, что для сплава В-1461 режимы, обеспечивающие максимальную прочность, находятся в области одновременного присутствия четырех фаз: δ' , θ , S' , T_1 , а для сплава В-1469 – в однофазной области с фазой T_1 [28]. Эти данные использованы при разработке многоступенчатых режимов старения для сплава В-1461 и смягчающего одноступенчатого режима для сплава В-1469. В табл. 2 приведены свойства листов из этих сплавов.

Применение ступенчатых режимов старения для сплавов системы Al–Cu–Li способ-

ствует повышению трещиностойкости, вязкости разрушения и коррозионной стойкости при условии сохранения высокого уровня прочности, так как позволяет управлять как дисперсностью выделений упрочняющих фаз и характером их распределения в матрице, так и соотношением между фазами, образующимися в различных температурных интервалах [29].

Обработка давлением сплавов системы Al–Cu–Li

Низкая технологичность при изготовлении полуфабрикатов из сплавов системы Al–Cu–Li во многом является следствием текстурообразования. Нерациональный выбор режима прокатки может послужить причиной формирования неблагоприятной кристаллографической ориентации структуры

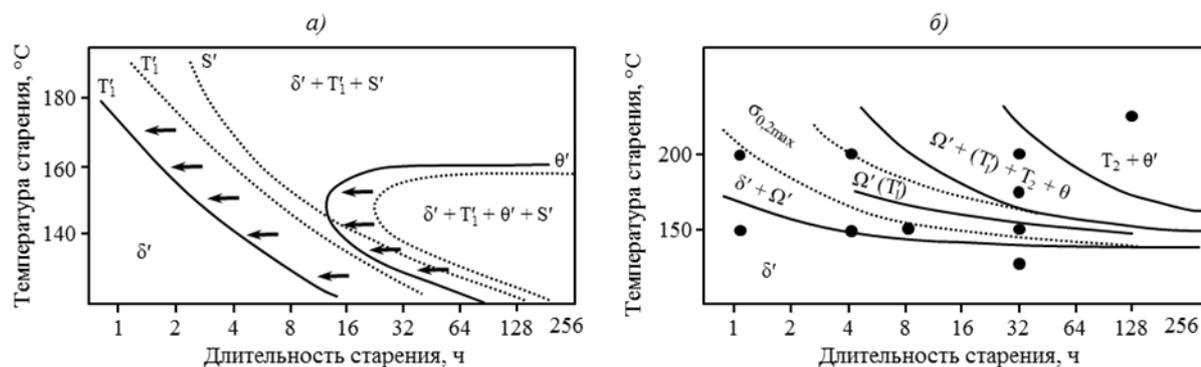


Рис. 2. Диаграммы фазовых превращений при старении для сплавов В-1461 (а) и В-1469 (б) [26, 27]

Таблица 2

Свойства листов из сплавов В-1461-ТХ и В-1469-Т1 [27, 28]

Сплав	Направление вырезки образца	Предел прочности при растяжении, МПа	Предел текучести при растяжении, МПа	Относительное удлинение, %	K_c^{y*} , МПа $\sqrt{м}$
В-1461-ТХ	Д	505	425	10	100
	П	500	405	11	93
В-1469-Т1	Д	510	495	10	90
	П	550	510	10	100

* Условный коэффициент интенсивности напряжений при ширине образца 400 мм.

в получаемых полуфабрикатах [30–32]. Данная проблема может быть решена либо формированием в плитах и листах однородной структуры с равновероятным распределением зерен по кристаллографическим ориентациям [33, 34], либо путем целенаправленного формирования такой текстуры, которая способна обеспечивать благоприятные условия в процессе формирования заготовок [30, 35].

При обработке давлением сплавы системы Al–Cu–Li проявляют склонность к локализации деформации, что также обуславливает снижение технологичности. Локализация деформации проявляется в виде макроскопических полос сосредоточенной деформации, развитию которых способствует локальный адиабатический разогрев, и микроскопических полос скольжения, образование которых связано со скольжением парных дислокаций, перерезающих когерентные частицы δ' -фазы. Оба вида локализации усиливаются при низких температурах и высоких скоростях деформации [36, 37].

Для осуществления контроля за поведением материала в процессе горячего деформирования применяются карты деформации. Пример такой карты деформации для сплава 2050 представлен на рис. 3 [38].

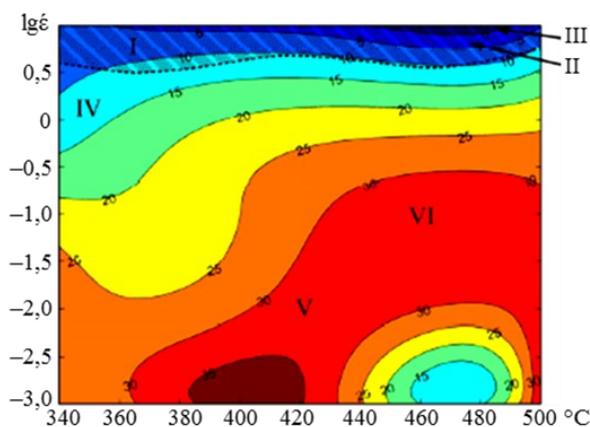


Рис. 3. Карта деформации для сплава 2050 при истинной деформации 0,5 ($\dot{\epsilon}$ – скорость деформации, c^{-1}) [38]

Для построения карты деформации проводили испытания на горячее сжатие образцов из сплава 2050 в диапазоне температур 340–500 °C и скоростей деформаций 0,001–10 c^{-1} . На рис. 4 представлены изображения микроструктуры образцов, сжатие которых проводилось при различных температурах и скоростях деформации.

Видно, что микроструктура образцов, деформируемых при высоких скоростях и низких температурах деформации, характеризуется наличием областей деформационной локализации пластического течения. Микроструктура образцов, деформируемых при низких скоростях и высоких температурах деформации, более однородна. Таким образом, оптимальные условия деформирования для сплава 2050 достигаются при температурах 370–430 °C и скоростях деформации 0,01–0,001 c^{-1} , а также при температурах 440–500 °C и скоростях деформации 0,3–0,01 c^{-1} . Установлено, что деформация в этих областях протекает при участии процессов динамического возврата и динамической рекристаллизации [38].

Совершенствование технологии изготовления полуфабрикатов из сплавов системы Al–Cu–Li является приоритетной задачей, определяющей перспективу внедрения этих сплавов в авиакосмическую промышленность. Во ФГУП «ВИАМ» совместно с ОАО «КУМЗ» разработаны технологические режимы изготовления катаных, прессованных и кованных полуфабрикатов из высокопрочного (В-1480) и высокоресурсного (В-1481) сплавов системы Al–Cu–Li. Свойства полуфабрикатов из этих сплавов представлены в табл. 3.

Применение полуфабрикатов из этих сплавов для силового набора и обшивки фюзеляжа позволит обеспечить снижение массы изделий при условии сохранения высокого уровня прочности.

Таким образом, режимы деформации сплавов системы Al–Cu–Li разрабатываются с учетом оптимальных условий деформирования конкретного сплава, с целью достижения определенной текстуры, структуры

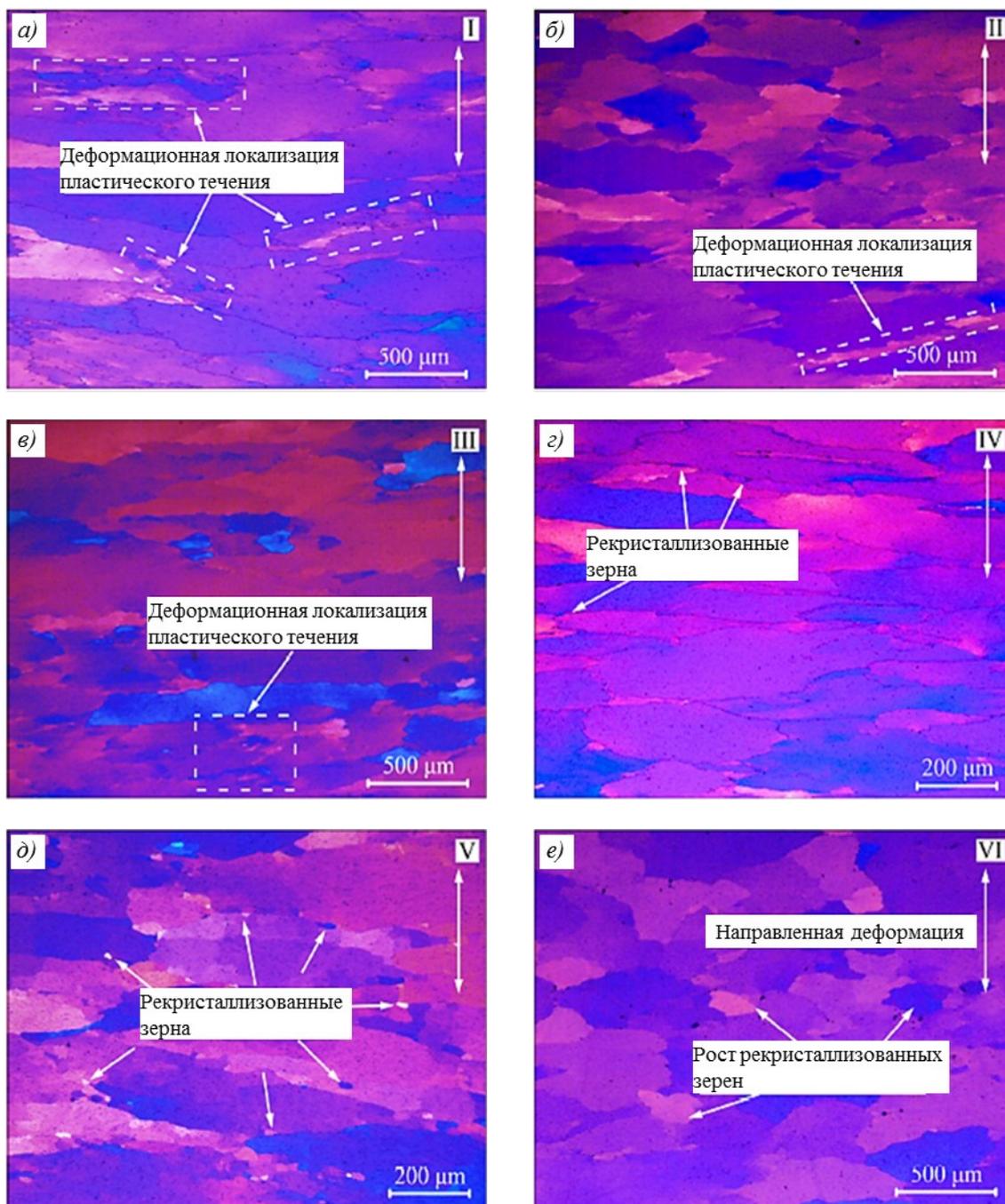


Рис. 4. Микроструктура образцов из сплава 2050 после испытаний на горячее сжатие при различных температурах и скоростях деформации [38]: 340 °С, 10 с⁻¹ (а); 420 °С, 10 с⁻¹ (б); 460 °С, 10 с⁻¹ (в); 340 °С, 1 с⁻¹ (г); 420 °С, 0,01 с⁻¹ (д); 460 °С, 0,1 с⁻¹ (е)

Таблица 3

Свойства листов из сплавов В-1480 и В-1481 [18]

Сплав	d , г/см ³	E , ГПа	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b/d
В-1480	2,69	78	600	570	22,3
В-1481	2,68	77	460	440	18,2

Таблица 4

Механические свойства* сварных соединений сплавов В-1461 и В-1469 [45]

Сплав	Присадочный материал	Вид термообработки после сварки	σ_b , МПа	KCU , кДж/м ²	Угол изгиба α , градус	
В-1461	Без присадки	–	275	115	35	
		Св-1201	–	275	80	35
			–	315	107	42
	Al-6Cu-PЗМ	T1	490	130	40	
		–	320	110	40	
		T1	490	125	38	
Al-10Cu-PЗМ	–	340	115	35		
	T1	495	115	35		
В-1469	Без присадки	–	335	150	54	
		Al-6Cu-PЗМ	–	350	175	72
			T1	495	195	85
	Al-10Cu-PЗМ	–	360	170	55	
		T1	500	170	78	
			–	–	–	–

* Средние значения данных при испытании 5 образцов.

и субструктуры полуфабрикатов, что, в свою очередь, обеспечивает требуемый уровень эксплуатационных свойств получаемых изделий и конструкций.

Сварка сплавов системы Al-Cu-Li

Одним из способов снижения массы и повышения топливной эффективности изделий авиационной техники является замена клепаных конструкций конструкциями, изготовленными с использованием сварки. Важнейшим преимуществом сплавов системы Al-Cu-Li является их свариваемость [39]. С этой точки зрения перспективным направлением исследования является освоение методов сварки трением с перемешиванием (СТП) и лазерной сварки применительно к сплавам данной системы.

Метод лазерной сварки применяется компанией Airbus при изготовлении панелей фюзеляжа самолетов A318, A340-600NGW и A380. Данная технология включает сварку стрингеров с обшивкой [40]. Малая площадь пятна лазерного излучения в сочетании с высокой концентрацией энергии определяют уменьшение объема сварочной ванны в сравнении с традиционными методами сварки. Сокращение объема расплавляемого металла определяет уменьшение деформации деталей, что, в свою очередь, приводит к экономии материала за счет уменьшения размеров допусков [41].

Во ФГУП «ВИАМ» разработаны технологии лазерной сварки алюминий-литиевых сплавов, позволяющие применять этот метод для создания сварных конструкций фюзеляжа [42–44]. Применение присадочной проволоки при лазерной сварке этих сплавов улучшает формирование шва и повышает харак-

теристики прочности сварных соединений на 7–23%, ударной вязкости – на 7–30%. Наилучшее сочетание прочности и пластичности достигнуто для сварных соединений, выполненных с присадочными проволоками, легированными 10% Cu и PЗМ (Sc, Hf, Nd). Проведение после сварки закалки и искусственного старения (T1) позволяет значительно повысить уровень прочности – до 0,9 от прочности основного материала (табл. 4).

Метод СТП позволяет получать соединения, свойства которых во многом превосходят свойства соединений, получаемых традиционными методами сварки. В настоящее время за рубежом этот метод применяется для сварки внешнего бака «Шаттла», а также при изготовлении ракет-носителей Arges I и Falcon 9 [46]. Применение метода СТП для сплавов 2198 и 2050 обеспечивает уменьшение зоны термического влияния (по сравнению с традиционными методами сварки), что объясняется особенностью проведения процесса СТП, который заключается в том, что сварка происходит в твердом состоянии без расплавления [47–52]. При изготовлении сварных конструкций из сплава 2198-T8 методом СТП, в ядре шва образуется равноосная мелкозернистая структура, обедненная упрочняющей T₁-фазой по сравнению с исходным материалом (рис. 5) [51].

Прочность в ядре шва и в околшовной области ниже, чем прочность основного материала, вследствие обеднения упрочняющей T₁-фазой [53], однако она все же достигает сравнительно высокого значения благодаря формированию мелкозернистой структуры.

Метод СТП также применен для изготовления сварной верхней панели крыла из сплава В-1469, разработанной совместно с

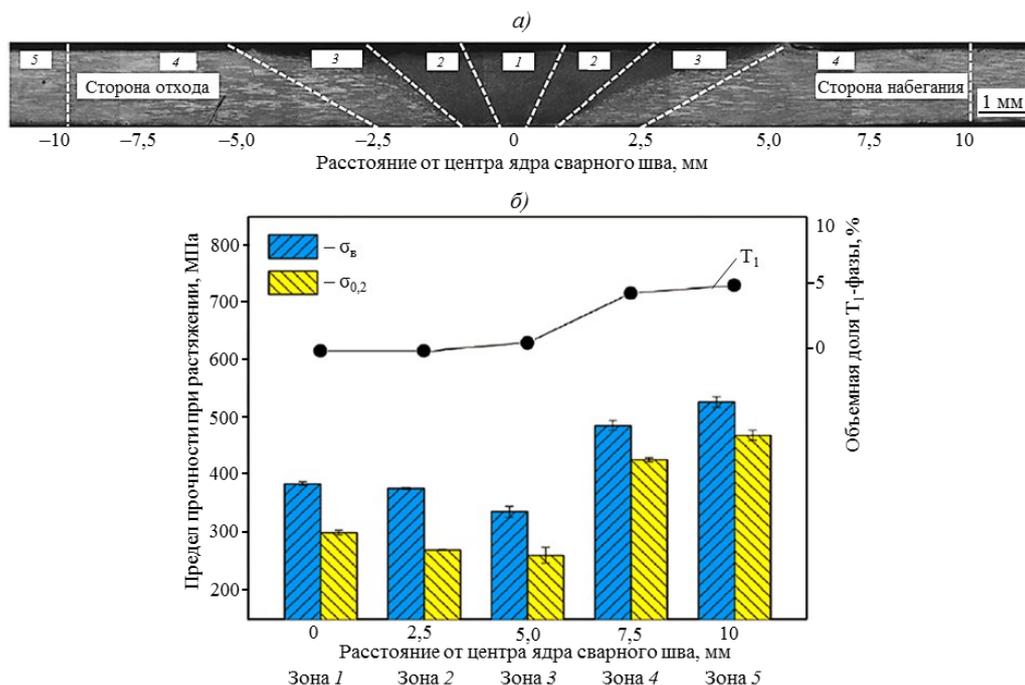


Рис. 5. Сварка трением с перемешиванием (СТП) деталей из сплава 2198: *a* – зоны вырезки образцов для исследований; *б* – изменение механических свойств и объемной доли T_1 -фазы в зависимости от зоны вырезки образца при СТП деталей: 1 – зона влияния штифта; 2 – зона влияния плеч инструмента; 3 – зона термомеханического влияния; 4 – зона термического влияния; 5 – исходный материал [47]

ПАО «Туполев». Получаемый фрагмент панели крыла обладает высоким уровнем механических свойств: прочность сварного соединения составляет 0,8 от прочности основного материала при высоком уровне пластичности [54]. Разработанная совместно с ФГУП «НПО Техмаш» технология СТП позволяет обеспечить значительное повышение как прочностных свойств, так и характе-

ристик сопротивления усталости получаемых соединений в сравнении с методом аргоно-дуговой сварки [55]. Внешний вид и зоны сварного шва прессованной панели из сплава В-1469 показаны на рис. 6; механические свойства сварных соединений прессованной панели из сплава В-1469, полученных методом СТП и обработанных по различным режимам, представлены в табл. 5.

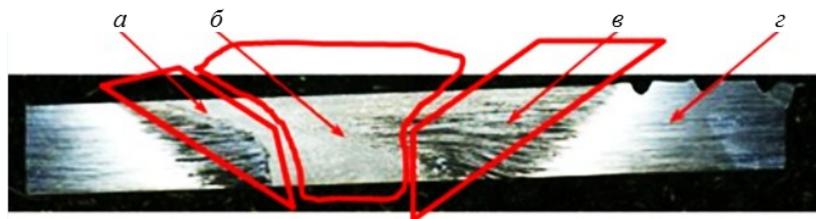


Рис. 6. Внешний вид сварного шва, полученного методом сварки трением с перемешиванием: *a* – зона набегания; *б* – сварной шов; *в* – зона отставания; *г* – основной металл [53]

Таблица 5

Механические свойства сварных соединений прессованной панели из сплава В-1469, полученных методом сварки трением с перемешиванием (СТП) [56]

Вид обработки	$\sigma_{в.св}$, МПа	KCU , кДж/м ² (надрез выполнен по шву)
СТП	435	295
СТП+старение	460	180
СТП+закалка+старение	495	155

Полученные значения коэффициента ослабления по отношению к основному материалу составляют 0,8.

Такие методы создания сварных соединений, как лазерная сварка и сварка трением с перемешиванием, обеспечивают высокий уровень механических свойств при выборе оптимальных параметров режима сварки и последующей термической обработки.

Заключения

Современные сплавы системы Al–Cu–Li относятся к приоритетным сплавам для замены традиционных алюминиевых сплавов и обеспечат повышение весовой эффективности конструкций авиационной и космической техники.

Основными направлениями развития этих сплавов являются: усовершенствование химического состава; разработка оптимальных режимов старения, которые смогут обеспе-

чить необходимые (для получения высокой вязкости разрушения и коррозионной стойкости) количественное соотношение между упрочняющими фазами и дисперсность их выделений, а также разработка режимов термомеханической обработки, определяющих получение такой структуры и текстуры в полуфабрикатах, которые обеспечивают достижение высокого уровня прочности при сохранении пластичности.

При создании сварных соединений деталей из сплавов системы Al–Cu–Li предполагают обязательную взаимосвязь двух направлений исследований: создание специальных присадочных материалов для лазерной сварки, а также применение метода сварки трением с перемешиванием, которые при выборе оптимальных параметров режима сварки и последующей термической обработки обеспечивают высокий уровень прочностных характеристик сварного соединения.

Библиографический список

1. Kablov E.N. Materials and Chemical Technologies for Aircraft Engineering // Herald of the Russian Academy of Sciences. 2012. Vol. 82. No. 6. P. 520–530.
2. Rambabu P., Prasad E.N., Kutumbarao V.V., Wanhill R.J.H. Aluminium Alloys for Aerospace Applications, Aerospace Materials and Material Technologies. Singapore: Springer Science and Business Media, 2017. Vol. 1. P. 29–52.
3. Prasad E.N., Gokhale A.A., Wanhill R.J.H. Aluminium–Lithium Alloys, Aerospace Materials and Material Technologies. Singapore: Springer Science and Business Media, 2017. Vol. 1. P. 53–72.
4. Rioja R.J., Bretz P.E., Sawtell R.R. et al. Precipitation Reactions, Strength and Toughness of Al–Li–Cu Alloys // Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties. 1986. Vol. 3. P. 1781–1797.
5. Rioja R.J., Liu J. The Evolution of Al–Li Base Products for Aerospace and Space Applications // Metallurgical and Materials Transactions A. 2012. Vol. 43. No. 9. P. 25–37.
6. Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю. Перспективные свариваемые алюминий-литиевые сплавы третьего поколения // Материалы и технологии нового поколения для перспективных изделий авиационной и космической техники: сб. докл. II Междунар. науч.-техн. конф. М.: ВИАМ, 2015. Ст. 02.
7. Airware® 2050-T84 Plate: Constellium Soft Alloys Europe [Электронный ресурс]. URL: https://www.arconic.com/hard_alloy_extrusions/catalog/pdf/alloy2099techsheet.pdf (дата обращения: 09.03.2019).
8. Niedzinski M. The evolution of constellium Al–Li alloys for space launch and crew module applications // Light Metal Age. South San Francisco: Fello Publishing, 2019. P. 36.
9. Airware® 2198-T8 Extrusions: Constellium Soft Alloys Europe [Электронный ресурс]. URL: https://www.constellium.com/sites/default/files/markets/airware_2065_t84_extrusions.pdf (дата обращения: 09.03.2019).
10. Каблов Е.Н., Морозова Л.В., Григоренко И.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 // Наука и технологии. 2017. №1. С. 41–48.
11. Gayle F.W., Tack W.T., Neubaum F.H., Pickens J.R. High Strength aluminium alloy design and practice pickens // Sixth International Aluminium-Lithium Conference. Garmisch-Partenkirchen, 1991. P. 203–208.
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. Huang B.P., Zheng Z.Q. Effect of Li Content on Precipitation in Al–Cu–(Li)–Mg–Ag–Zr Alloys // Scripta Materialia. 1998. Vol. 38. No. 3. P. 357–362.
14. Фридляндер И.Н., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. Киев: Наукова думка, 1992. 192 с.
15. Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И., Оглодков М.С., Лукина Е.А., Сбитнева С.В. Изменение фазового состава в зависимости от режимов старения и структуры полуфабрикатов сплава В-1461 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. №6. С. 22–23.

16. Cassada W.A., Shiflet G.J., Starke E.A. The Effect of Plastic Deformation on Al₂CuLi (T1) // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1991. Vol. 22. No. 2. P. 299–306.
17. Karabin L.M., Bray G.H., Rioja R.L., Venema G. Al–Li–Cu–Mg–(Ag) products for lower wing skin applications // *The Minerals, Metals and Materials Society*. 2012. P. 529–534.
18. Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №5. С. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
19. Колобнев Н.И. История развития, фазовый состав и свойства сплавов системы Al–Cu–Li // *Технология легких сплавов*. 2015. №2. С. 46–52.
20. Zhang S.-F., Zeng W.-D., Yang W.-H. et al. Ageing response of a Al–Cu–Li 2198 alloy // *Materials and Design*. 2014. Vol. 63. P. 368–374.
21. Liu Q., Chen C.Z., Cui J.Z. Effect of copper content on mechanical properties and fracture behaviors of Al–Li–Cu alloy // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2005. Vol. 36. No. 9. P. 1389–1394.
22. Holroyd N.H., Scamans G.M., Newman R.C., Vasudevan A.K. Corrosion and stress corrosion of Aluminum Lithium alloys // *Aluminum–Lithium alloys: processing, properties and applications*. New York: Butterworth-Heinemann Publication, An Imprint of Elsevier Publications, 2014. P. 457–500.
23. Jiang N., Li J.-F., Zheng Z.-Q., Wei X.-Y., Li Y.-F. Effect of aging on mechanical properties and localized corrosion behaviors of Al–Cu–Li alloys // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2005. Vol. 15. No. 1. P. 23–29.
24. Shih J., Weyland M., Muddle B. Precipitation in a High-Strength Al–Cu–Li Alloy // *Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloy*. Yokohama, 2010. P. 2375–2380.
25. Kertz J.I., Gouma P.I., Buchheit R.G. Localized Corrosion Susceptibility of Al–Li–Cu–Mg–Zn alloy AF/C458 Due to interrupted quenching from solutionizing temperatures // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001. Vol. 32A. P. 2561–2573.
26. Khokhlatova L.B., Kolobnev N.I., Samokhvalov S.V. Alloy Development: An Effect of Chemical Composition and Heat Treatment on Phase Composition and Properties of Al–Cu–Li–Zn alloy V-1461 with Zr, Sc Additives // *Proceed of the 11-th International Conference on Aluminium Alloys*. 2008. P. 234–240.
27. Лукина Е.А., Алексеев А.А., Антипов В.В., Зайцев Д.В., Клочкова Ю.Ю. Применение диаграмм фазовых превращений при старении для оптимизации режимов старения в Al–Li-сплавах В-1469, 1441 [Электронный ресурс]. URL: <https://www.viam.ru/public/files/2009/2009-205379.pdf> (дата обращения: 06.08.2019).
28. Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Оглодков М.С., Клочкова Ю.Ю. Высокопрочные сплавы системы Al–Cu–Li с повышенной вязкостью разрушения для самолетных конструкций // *Цветные металлы*. 2013. № 9. С. 66–70.
29. Шамрай В.Ф., Клочкова Ю.Ю., Лазарев Э.М., Гордеев А.С., Клочков Г.Г., Сиротинкин В.П. Структура листов из сплава В-1469 с повышенными характеристиками вязкости разрушения // *Металлы*. 2015. №1. С. 76–82.
30. Гречников Ф.В. Деформирование анизотропных материалов. М.: Машиностроение, 1998. 448 с.
31. Choia S.H., Barlat F. Prediction of macroscopic anisotropy in rolled aluminum-lithium sheet // *Scripta Materialia*. 1999. Vol. 41. No. 9. P. 981–987.
32. Longzhou M., Jianzhong C., Xiaobo Z.A. A Study on Improving the Cold-Forming Property of Al–Mg–Li Alloy 01420 // *Advanced Performance Materials*. 1994. Vol. 4. No. 1. P. 105–114.
33. Сетьков О.А., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Оглодков М.С. Влияние кристаллографических ориентировок на свойства плит из Al–Li-сплавов В-1461 и 1424 // *Технология легких сплавов*. 2010. №1. С. 100–106.
34. Клочкова Ю.Ю., Грушко О.Е., Ланцова Л.П., Бурляева И.П., Овсянников Б.В. Освоение в промышленном производстве полуфабрикатов из перспективного алюминийлитиевого сплава В-1469 // *Авиационные материалы и технологии*. 2011. №1. С. 8–12.
35. Hales S.J., Hafley R.A. Texture and anisotropy in Al–Li alloy 2195 plate and near-net-shape extrusions // *Materials Science and Engineering A*. 1998. Vol. 257. No. 1. P. 153–164.
36. Захаров В.В., Ростова Т.Д. Роль полос сдвига в листах из алюминий-литиевых сплавов // *Технология легких сплавов*. 1996. №5. С. 35–39.
37. Чуистов К.В. Локализация деформации и возможности ее устранения в сплавах с когерентной фазой выделения на основе Al–Li // *Металлофизика*. 1991. Т. 13. №7. С. 23–40.
38. Zhu R.H., Liu Q., Li J.F. et al. Flow curve correction and processing map of 2050 Al–Li alloy // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2018. No. 28. P. 404–414.
39. Каблов Е.Н. Будущее авиации – за алюминий-литиевыми сплавами // *Редкие земли*. 2018. URL: <http://rareearth.ru> (дата обращения: 06.08.2019).

40. Chaturvedi M.C. Welding and joining of aerospace materials. Woodhead Publishing Limited, 2012. P. 75–103.
41. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Особенности лазерной сварки высокопрочных алюминий-литиевых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2016. №10 (46). Ст. 07. URL: www.viam-works.ru (дата обращения: 01.09.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-7-7.
42. Шиганов И.Н., Холопов А.А., Трушников А.В., Иода Е.Н., Пантелев М.Д., Скупов А.А. Лазерная сварка высокопрочных алюминий-литиевых сплавов с присадочной проволокой // Сварочное производство. 2016. №6. С. 44–50.
43. Лукин В.И., Оспенникова О.Г., Иода Е.Н., Пантелев М.Д. Сварка алюминиевых сплавов в авиакосмической промышленности // Сварка и диагностика. 2013. №2. С. 47–52.
44. Скупов А.А., Пантелеев М.Д., Иода Е.Н. Структура и свойства сварных соединений сплавов В-1579 и В-1481, выполненных лазерной сваркой // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2017. №7 (55). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.06.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-7-7.
45. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Антипов В.В., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Эффективность применения присадочных материалов при лазерной сварке высокопрочных алюминий-литиевых сплавов // Сварочное производство. 2016. №10. С. 17–21.
46. Сергеева Е.В. Сварка трением с перемешиванием в авиакосмической промышленности (обзор) // Автоматическая сварка. 2013. №5. С. 58–62.
47. Tao Y., Ni D.R., Xiao B.L. et al. Origin of unusual fracture in stirred zone for friction stir welded 2198-T8 Al-Li alloy joints // Materials Science & Engineering. 2017. Vol. 693. P. 1–13.
48. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Сварка и пайка в авиакосмической промышленности // Сварка и безопасность: матер. Всерос. науч.-практ. конф. Якутск, 2012. С. 21–30.
49. 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.-техн. журн. 2015. №4. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.04.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-6-6.
50. Yu E.M., Zhen Q.Z., Bao Q.L., Li W.Y. Mechanical properties and fatigue crack growth rates in friction stir welded nugget of 2198-T8 Al-Li alloy joints // Materials Science & Engineering. 2013. Vol. 563. P. 41–47.
51. Chong G., Zhixiong Z., Han J., Li H. Correlation of microstructure and mechanical properties in friction stir welded 2198-T8 Al-Li alloy // Materials Science & Engineering. 2015. Vol. 639. P. 489–499.
52. Dhondt M., Aubert I., Saintier S., Olive J.-M. Mechanical behavior of periodical microstructure induced by friction stir welding on Al-Cu-Li 2050 alloy // Materials Science & Engineering. 2015. Vol. 644. P. 69–75.
53. Бецофен С.Я., Сбитнева С.В., Пантелеев М.Д., Бакрадзе 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.
54. Романенко В.А., Клочкова Ю.Ю., Клочков Г.Г., Бурляева И.П. Прессованная панель из алюминий-литиевого сплава В-1469 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2016. №8. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.04.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-1-1.
55. 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.
56. 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.-техн. журн. 2017. №12 (60). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.05.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-12-2-2.