

Структура и свойства листов из нового сплава В-1381 системы Al – Mg – Si

А. А. Селиванов, К. В. Антипов, Ю. С. Оглодкова, А. С. Рудченко

Разработан новый сплав системы Al – Mg – Si серии бxxx, получивший марку В-1381. Исследовано влияние состава и режимов термической обработки на механические и коррозионные свойства листов толщиной 1,0 и 3,0 мм, изготовленных в условиях ФГУП «ВИАМ». Средний уровень свойств листов: предел прочности $\sigma_b = 410$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 360$ МПа, относительное удлинение $\delta = 11,5$ %; скорость роста трещины усталости (СРТУ) $dl/dN = 0,59$ мм/цикл при $\Delta K = 18,6$ МПа $\cdot$ м $^{1/2}$, межкристаллитная коррозия (МКК) $\leq 0,15$ мм, величина расслаивающей коррозии (РСК) 4 балла. Установлено, что структура листов является рекристаллизованной, основной упрочняющей фазой является когерентная матрица $\beta'(Mg_2Si)$ -фаза, равномерно распределенная в объеме зерен с высокой плотностью. Так же происходит гетерогенное зарождение β' -фазы на дислокациях и дисперсоидах. В исследованных образцах наблюдаются дисперсоиды различной морфологии, на границах зерен есть зоны свободные от выделений шириной 15 – 20 нм. Определены значения температур и теплоты фазовых превращений в слитках и листах, в том числе установлены точки ликвидуса и солидуса. Проведена оценка свариваемости листов автоматической аргодуговой сваркой (ААрДЭС) и определена критическая скорость деформации ($V_{кр}$) металла шва в процессе кристаллизации, при которой в нем не образуется трещин. Разработан режим лазерной сварки, обеспечивающий оптимальное формирование геометрических параметров шва.

Ключевые слова: система Al – Mg – Si, состав, легирующие элементы, закалка, старение, микроструктура, механические и коррозионные свойства

DOI: 10.30791/1028-978X-2021-5-18-27

Введение

На сегодняшний день широко применяемыми металлическими материалами для изделий авиационной техники являются дуралюмины марок Д16ч и 1163. Они обладают высокими характеристиками трещиностойкости по сравнению с алюминиевыми сплавами других систем легирования. Однако, эти сплавы не коррозионностойкие и несвариваемые (плохо поддаются сварке). Тем не менее, для увеличения весовой эффективности конструкции фюзеляжа перспективным направлением при разработке новой авиационной техники является внедрение новых алюминиевых сплавов, обладающих аналогичными характеристиками прочности в сочетании с повышенной коррозионной стойкостью и высокой технологичностью при сварке.

Деформируемые термически упрочняемые сплавы системы Al – Mg – Si, известные в России

как авиали, а за рубежом как сплавы серии бxxx, нашли широкое применение во всем мире как в авиационной и космической технике, так и в других отраслях промышленности — железнодорожный и автомобильный транспорт, судостроение, строительство, электротехника. Интерес к этим сплавам для применения в качестве конструкционного материала вызван удачным сочетанием свойств: высокой пластичности, хорошей свариваемости, высокой удельной прочности и коррозионной стойкости, способности подвергаться нанесению различных покрытий. Большое количество научно-исследовательских работ направлено на разработку сбалансированных химических составов и легирование этих сплавов новыми химическими элементами для повышения технологических и эксплуатационных свойств. Также с целью совершенствования режимов термической обработки этих сплавов особое внимание уделяется подробному изучению процес-

сов, происходящих в материале на этапах гомогенизации, закалки и старения.

Особенное внимание конструкторы стали уделять разработке относительно дешевых коррозионно-стойких, высокотехнологичных алюминиевых сплавов системы Al – Mg – Si. Применение этих сплавов позволит решить проблему коррозионной повреждаемости, снизить затраты на ремонтные работы и заменить клепаные конструкции на сварные, что позволит снизить массу элементов конструкции до 15 %.

Еще одним преимуществом сплавов данной системы легирования, является их повышенная технологичность, что позволяет осуществлять операции гибки и холодной штамповки в закаленном состоянии. А также исключить дополнительные операции перекалки собранных элементов конструкций, которые как правило изготавливают из дуралюминов в отожженном состоянии из-за пониженной штампуемости листов из таких сплавов как Д16ЧТ, 1163Т [1 – 16].

Цель данной работы — исследование влияния химического состава и режимов термической обработки на механические и коррозионные свойства листов из сплава системы Al – Mg – Si, выбор состава, обеспечивающего оптимальное сочетание свойств.

Материалы и методы

Объекты исследований:

— слитки диаметром 110 мм из алюминиевого сплава системы Al – Mg – Si, отлитые в условиях ФГУП “ВИАМ”, неомогенизированные и гомогенизированные в лабораторных условиях (520 – 540 °С, 7 – 10 ч);

— листы из алюминиевого сплава системы Al – Mg – Si толщиной 1,0 и 3,0 мм, изготовленные в условиях ФГУП “ВИАМ”, закаленные и состаренные по различным режимам.

Исследования проводили на аттестованном оборудовании по действующим стандартам РФ.

Микроструктуры слитков и листов исследовали методами оптической микроскопии на оптическом микроскопе OLYMPUS GX 51 по стандартным методикам после травления микрошлифов в реагенте Келлера в течение 90 с, и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на просвечивающем электронном микроскопе JEM200CX (ЕМ 1132039-49) (объекты исследования — фольги, приготовленные на установке Tenipol-5 фирмы STRUERS электролитической струйной полировкой в кислотно-спиртовом электролите, охлажденном до минус 38 °С).

Определение локального химического состава образцов проведено в соответствии с ГОСТ 22309-2015 методами качественного и количественного микрорентгеноспектрального анализа на сканирующем электронном микроскопе EVO MA 10 (Carl Zeiss, Великобритания), оснащённом энергодисперсионным спектрометром “X-Max” (Oxford Instruments, Великобритания) с применением калибровки по сертифицированным эталонам.

Оценку значений температур и теплоты фазовых превращений, в том числе определение точек ликвидуса и солидуса, осуществляли методом термического анализа по термограммам, полученным методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) по требованиям РТМ 1.2.032 на сканирующем калориметре DSC 404 F1 при нагреве образцов со скоростью 10 К/мин до расплавления эвтектических фаз в среде аргона в интервале температур 30 – 620 °С.

Механические свойства при растяжении (предел прочности σ_B , предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ) при комнатной температуре определяли на плоских образцах по ГОСТ 11701 на испытательных машинах МТС.

Определение скорости роста трещины усталости (СРТУ) — dl/dN (l — длина растущей трещины; N — число циклов нагружения) проводили на испытательных машинах МТС на образцах шириной 100 мм ($\sigma_{max} = 100$ МПа, $f = 5$ Гц, $R = 0,1$) при ΔK от 15,5 до 31,0 МПа·м^{1/2} в соответствии с требованиями ММ 1.2.003 и ГОСТ 25.506.

Определение склонности к расслаивающей коррозии (РСК) листов проводили по ГОСТ 9.904 в рабочих емкостях при полном погружении образцов в раствор 4 (основа — дистиллированная вода, калий двуххромовокислый ($K_2Cr_2O_7$) — 20 г/дм³, кислота соляная (HCl) — 13,5 г/дм³) в течение 7 суток.

Определение склонности к межкристаллитной коррозии (МКК) определяли по ГОСТ 9.021 в рабочих емкостях при полном погружении образцов в раствор 2 (хлористый натрий (NaCl) — 58 г/дм³, 33 %-й раствор перекиси водорода (H_2O_2) — 10 см³/дм³) в течение 6 ч при температуре 30 °С.

Результаты и обсуждения

Выбор экспериментальных составов свариваемого высокотехнологичного коррозионно-стойкого алюминиевого сплава системы Al – Mg – Si, осуществляли на основании проведенного патентного поиска и анализа существующих исследований в области алюминиевых высокотехнологичных сплавов. Установлено, что важную роль в фор-

мировании свойств и структуры сплавов этой системы играет массовое соотношение основных легирующих элементов — Mg и Si. Марганец и хром вводят для повышения прочности сплавов и нейтрализации отрицательного влияния железа. Добавка хрома предотвращает образование выделений по границам зерен, что способствует повышению коррозионной стойкости и обеспечивает регулирование размера зерна. В отдельных случаях добавляют медь и цинк с целью упрочнения без потери сопротивления коррозии. Цирконий и титан вводят для измельчения зерна в слитках, что значительно повышает прочность и улучшает равномерность свойств во всем объеме. Исследование алюминиевых сплавов с добавками этих компонентов представляет большой интерес и может дать важные результаты для практического применения.

На основании проведенного анализа патентных исследований, научно-технической литературы и исследований сплавов этой системы [8, 9, 11 – 15] было выбрано 10 экспериментальных составов нового сплава системы Al – Mg – Si (табл. 1). Основные легирующие элементы — это магний, кремний, медь, марганец. Сплавы также легированы микродобавками цинка, циркония, хрома, ванадия.

Из всех выбранных композиций нового сплава отлиты слитки и получены листы толщиной 1,0 и 3,0 мм.

Исследование слитков

В условиях ФГУП “ВИАМ” были отлиты слитки диаметром 110 мм. Выплавку слитков про-

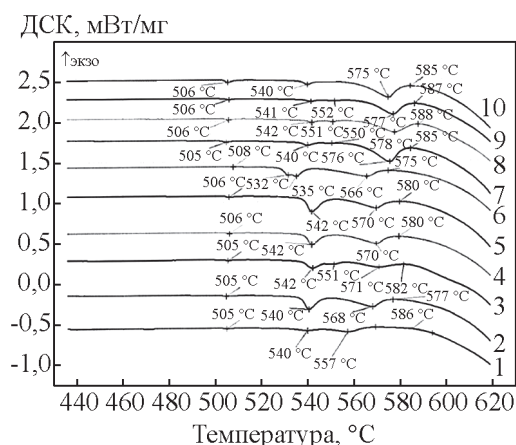


Рис. 1. Термограммы литых образцов из слитков сплавов 10 составов.

Fig. 1. Thermograms of cast samples from ingots of alloys of 10 compositions.

водили в электрических печах сопротивления в шамотно-графитовых тиглях номинальной емкостью 12 кг. В ходе плавки легирующие элементы вводили в следующем порядке: Cu, V, Mn, Cr, Ni, Si, Ti, Zn, Mg, температура разлива расплавов в водоохлаждаемую изложницу составила 735 °C.

Для выбора режима гомогенизационного отжига проведено исследование температур фазовых превращений при нагреве слитков в интервале температур от 20 до 620 °C. На термограммах (рис. 1) видны четко выраженные пики, соответствующие фазовым превращениям с эндотермическим эффектом.

Таблица 1

Химический состав сплавов системы Al – Mg – Si

Table 1

Chemical composition of Al – Mg – Si system alloys

№ состава сплава	Химический состав*, масс. %										
	Mg	Si	Cu	Mn	Zn	Zr	Cr	Ti	Ni	V	Fe
1	0,8	1,0	0,8	0,4	+	+	+	—	—	+	+
2	0,8	1,0	0,8	0,4	+	+	+	—	—	—	+
3	0,8	1,0	0,8	0,4	—	+	—	—	—	—	+
4	0,8	1,0	0,8	0,4	—	—	+	+	—	—	+
5	0,8	1,0	0,8	0,4	—	—	+	—	—	—	+
6	0,8	1,0	0,8	0,4	+	—	+	+	+	—	+
7	1,0	0,8	0,8	0,4	+	—	+	+	—	—	+
8	1,0	0,8	0,8	0,4	—	—	+	+	—	—	+
9	1,0	0,8	0,8	0,4	—	+	+	—	—	+	+
10	1,0	0,8	0,8	0,4	+	—	+	+	—	—	+

*Al — основа.

Установлено, что температура неравновесного солидуса слитков составляет 575 – 588 °С.

С целью обеспечения однородной структуры слитков применен режим гомогенизационного отжига, при котором температура нагрева составила 520 – 540 °С при выдержке 7 – 10 ч. Такое сочетание температуры и времени выдержки позволяет обеспечить наиболее полное растворение легкоплавких эвтектик и исключает возможность пережога.

Исследование макро- и микроструктуры слитков не выявили дефектов литейного происхождения (пористости, трещин, усадочных раковин, окисных плен, неметаллических включений).

В ходе исследований микроструктуры слитков установлено, что в литом состоянии структура дендритная, типичная для сплавов системы Al – Mg – Si и представляет собой зерна твердого раствора с выделением по границам эвтектических фаз, которые практически полностью растворяются в твердом растворе при гомогенизации. Дефектов литейного происхождения (пористости, неслитин, неметаллических и интерметаллидных включений) не обнаружено.

Исследование химического состава фаз слитков экспериментальных составов алюминиевого сплава системы Al – Mg – Si показало, что структура литых слитков представляет собой алюминиевый твердый раствор с равномерно распределенными включениями интерметаллидных фаз, содержащих такие элементы, как Si, Cu, Fe, Mn. Следует отметить, что в литом состоянии обнаружено присутствие неравновесной фазы типа Al_2Cu , которая практически полностью растворяется в процессе гомогенизации. Структура гомогенизированных слитков характеризуется наличием в алюминиевом твердом растворе неравновесной фазы типа $AlFeMn$. Марганец в расплаве компенсирует вредное воздействие железа, изменяя морфологию железистой фазы с игольчатой на скелетообразную, не снижающую пластичности сплава.

Исследование листов

В процессе изготовления листов слитки изначально ковали на сутунку толщиной 50 мм, с последующими горячей прокаткой до толщины 4,5 мм и холодной прокаткой на окончательные толщины 1,0 и 3,0 мм.

Режимы деформации сплава выбраны на основании литературных данных и диаграммы состояния сплавов системы Al – Mg – Si:

— ковка при температуре 450 ± 20 °С, нагрев заготовок в течение 2 – 4 ч;

— горячая прокатка при температуре 450 ± 20 °С (предварительный нагрев заготовок при той же температуре в течение 3 – 5 ч).

В результате внешнего осмотра и анализа микроструктуры листов дефектов проката (расслоений, закатов, продиров, трещин, раскатных пор, неметаллических включений и т.д.) не обнаружено.

Проведены теплофизические исследования фазовых превращений при нагреве холоднокатаных листов из алюминиевого сплава системы Al – Mg – Si в интервале температур от 20 до 620 °С с целью выбора режимов нагрева под закалку. Установлено, что температура неравновесного солидуса составляет 577 – 591 °С. Исходя из данных полученных методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) анализа гомогенизированных образцов, выбраны три температуры нагрева под закалку. Время выдержки в зависимости от толщины листа составляет 15 и 20 мин для листов толщиной 1,0 и 3,0 мм соответственно, охлаждение в воду комнатной температуры. Для получения повышенных прочностных характеристик температуру заковки варьировали от 520 до 540 °С и выбран режим искусственного старения “Т1” при температуре 160 – 190 °С, выдержке 7 – 10 ч.

Исследовали 3 режима термообработки:

1) закалка при 520 °С, 15 – 20 мин, старение — 160 – 190 °С, 7 – 10 ч;

2) закалка при 525 °С, 15 – 20 мин, старение — 160 – 190 °С, 7 – 10 ч;

3) закалка при 540 °С, 15 – 20 мин, старение — 160 – 190 °С, 7 – 10 ч.

В табл. 2 представлены механические свойства листов различных составов в зависимости от режимов заковки и искусственного старения.

Установлено, что листы из сплава составов 6 и 9, термообработанные по режиму 2, обладают наилучшим комплексом свойств при растяжении (средние значения) $\sigma_B = 410$ МПа, $\sigma_{0,2} = 370$ МПа, $\delta_5 = 8\%$ и $\sigma_B = 410$ МПа, $\sigma_{0,2} = 360$ МПа, $\delta_5 = 11,5\%$, соответственно.

Исследования микроструктуры проводили на продольных шлифах, отобранных от холоднокатаных листов (рис. 2). Структура листов рекристаллизованная, со средним размером зерна 30 – 50 мкм. В структуре присутствуют выделения интерметаллидных фаз типа $AlFeMn$.

Исследование структуры листов экспериментальных составов в состоянии Т1 методом ПЭМ показало, что основной упрочняющей фазой является когерентная матрица $\beta'(Mg_2Si)$ -фаза

Таблица 2

Механические свойства листов различных составов в зависимости от режима термической обработки

Table 2

Mechanical properties of sheets of different compositions depending on heat treatment mode

№ состава	Режим термической обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %
1	1	305	240	16
	2	315	245	16
	3	320	250	16
2	1	380	340	10
	2	385	340	10
	3	400	350	10
3	1	365	325	8,5
	2	375	330	8,5
	3	400	350	9
4	1	375	330	13
	2	395	345	12
	3	380	330	14
5	1	380	340	10
	2	400	355	11
	3	390	335	12,5
6	1	380	345	10,5
	2	410	370	8
	3	385	340	12,5
7	1	380	340	9
	2	400	360	9,5
	3	380	340	10,5
8	1	370	330	10
	2	390	350	12
	3	385	345	9
9	1	375	335	10,5
	2	410	360	11,5
	3	390	350	10,5
10	1	395	350	11
	2	400	355	10
	3	390	345	13,5

σ_B — предел прочности, МПа; $\sigma_{0,2}$ — предел текучести, МПа; δ_5 — относительное удлинение, %.

(рис. 3, 4). Во всех исследованных образцах частицы β' -фазы равномерно распределены в объеме зерна с высокой плотностью. Также наблюдается гетерогенное зарождение β' -фазы на дислокациях и дисперсоидах. На границах зерен наблюдаются зоны свободные от выделений шириной 15 – 20 нм. В исследованных образцах наблюдаются дисперсоиды различной морфологии, зависящей от их состава (рис. 3, 4).

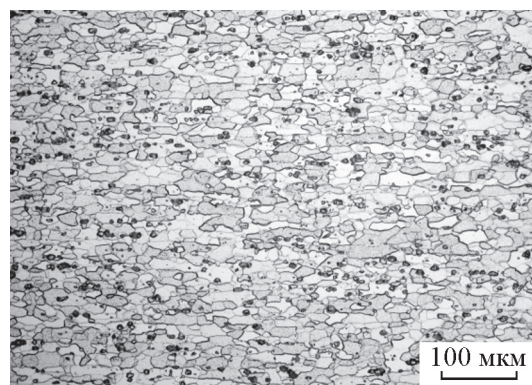


Рис. 2. Типичная микроструктура листов после упрочняющей термической обработки T1.

Fig. 2. Typical microstructure of sheets after hardening heat treatment T1.

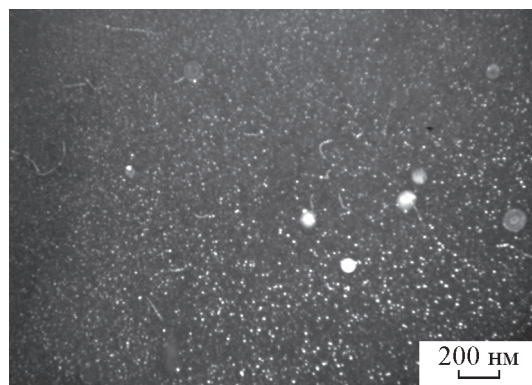


Рис. 3. Темнопольное изображение выделений β' (Mg₂Si)-фазы и дисперсоидов в объеме зерна.

Fig. 3. Dark-field image of secretions of β' (Mg₂Si)-phase and dispersoids in the grain volume.

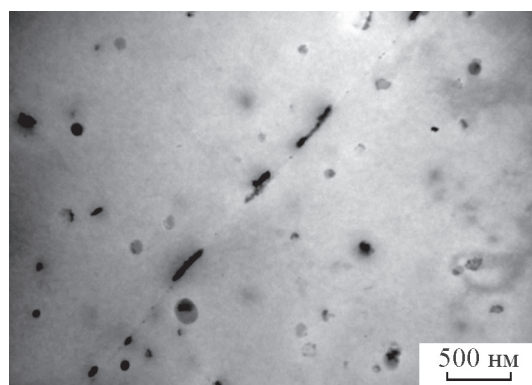


Рис. 4. Светлопольное изображение выделений β' (Mg₂Si)-фазы и дисперсоидов в объеме и на границе зерна.

Fig. 4. Light-field image of secretions of β' (Mg₂Si)-phase and dispersoids in the volume and at the grain boundary.

Таблица 3

Значения СРТУ для экспериментальных листов сплава системы Al – Mg – Si (лист толщиной 3 мм)

Table 3

Fatigue crack growth for experimental Al – Mg – Si alloy sheets (3 mm thick sheet).

Номер плавки	СРТУ (dl/dN), мм/цикл $\Delta K = 18,6 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$
1	1,76
2	0,92
3	2,92
4	2,10
5	2,55
6	1,92
7	2,86
8	1,78
9	0,59
10	0,72

Для выбора оптимального состава нового сплава системы Al – Mg – Si были проведены испытания по определению скорости роста трещин усталости всех экспериментальных составов. Значения СРТУ (dl/dN) листов при $\Delta K = 18,6 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ приведены в табл. 3.

Проведены коррозионные испытания листов 10 составов толщиной 1,0 и 3,0 мм термообработанных по режиму 2. Результаты испытаний представлены в табл. 4.

Анализ проведенных исследований показал, что наилучшие характеристики сопротивления скорости роста трещин усталости и коррозионной стойкости имеют листы состава 9.

Таблица 5

Величина критической скорости деформации для экспериментальных листов сплава системы Al – Mg – Si

Table 5

The value of the critical rate of deformation for experimental Al – Mg – Si alloy sheets

Номер плавки	Критическая скорость деформации, $V_{кр}$, мм/мин, при толщине листов	
	1 мм	3 мм
1	1,3	1,12
2	1,12	1,3
3	1,12	1,48
4	1,12	1,48
5	1,3	1,48
6	1,3	1,3
7	—	1,3
8	1,04	1,12
9	1,12	1,48
10	1,04	1,12

Проведена оценка свариваемости листов из алюминиевого сплава системы Al – Mg – Si экспериментальных составов методом ААрДЭС. Определена критическая скорость деформации ($V_{кр}$) металла шва в процессе кристаллизации, при которой в нем не образуется трещин. Испытания проводили на листовых полуфабрикатах толщиной 1 и 3 мм на установке ЛТП 1-6 (табл. 5).

В результате проведенных исследований показано, что наилучшими показателями свариваемости обладают составы 3, 4, 5, 9. Для листов сплава 7

Таблица 4

Результаты испытания листов на коррозионную стойкость (максимальные значения)

Table 4

Sheet corrosion test results (maximum values)

№ состава	Глубина межкристаллитной коррозии, мм		Склонность к расслаивающей коррозии, балл	
	1 мм	3 мм	1 мм	3 мм
1	0,18	0,18	5	5
2	0,18	0,18	7	8
3	0,18	0,18	8	5
4	0,12	0,18	8	8
5	0,15	0,18	7	5
6	0,09	0,12	8	8
7	0,09	0,09	7	8
8	0,12	0,09	7	8
9	0,09	0,15	4	4
10	0,09	0,07	6	8

Таблица 6

Исследуемые режимы лазерной сварки листов сплава системы Al – Mg – Si толщиной 1 мм

Table 6

Investigated modes of laser welding of alloy sheets of Al – Mg – Si system with thickness of 1 mm

№ п/п	Марка присадочной проволоки	Мощность лазерного луча, $W_{\text{л}}$, Вт	Скоростью сварки, $V_{\text{св}}$, м/с	Расфокусировка лазерного луча, Δf , мм	Размеры сварного шва		Характер формирования шва
					Ширина усиления, b , мм	Ширина проплава, b_1 , мм	
1	Без присадки	1400	0,03	30	3,0	2,5	Чрезмерное проплавление, прожоги
2		1300	0,03	30	3,0	2,3	Чрезмерное проплавление, прожоги
3		1200	0,03	30	2,8	2,6	Чрезмерное проплавление
4		1200	0,03	50	2,8	2,5	Проплав сквозной, корень чистый
5		1200	0,03	55	2,5	—	Корень шва без проплава
6	СвАМг61	1200	0,035	48	2,8	—	Корень шва без проплава
7		1300	0,04	48	3,2	2,5	Шероховатый валик корня шва
8		1400	0,035	48	3,4	2,8	Шероховатый валик, черный корень шва
9	СвАК-5	1400	0,035	48	4,0	3,5	Проплав сквозной, корень чистый
10		1500	0,035	48	4,2	3,6	Чрезмерное проплавление, корень чистый
11		1300	0,035	48	3,2	2,5	Проплав сквозной, корень чистый
12		1300	0,04	48	3,0	2,3	Проплав сквозной, трещина в кратере

при толщине 1 мм не удалось сформировать качественное сварное соединение.

Лазерную сварку листов сплава системы Al – Mg – Si проводили на роботизированном комплексе лазерной гибридной сварки Laser Weld 8R60. Отработаны режимы, отличающиеся наличием и маркой присадочной проволоки (без проволоки и с проволоками марок СвАМг61 и СвАК-5), а также мощностью лазерного луча ($W_{\text{л}}$, в диапазоне от 1200 до 1500 Вт), скоростью сварки ($V_{\text{св}}$, от 0,03 до 0,04 м/с) и расфокусировкой лазерного луча (Δf , 30 – 55 мм). Установлено, что оптимальное формирование геометрических параметров шва обеспечивают режимы 4, 9, 11 (табл. 6).

На основании полученных данных установлено, что листы состава 9 нового свариваемого

высокотехнологичного коррозионностойкого алюминиевого сплава системы Al – Mg – Si, с легирующими добавками меди, марганца, циркония, хрома и ванадия, обладают оптимальным сочетанием прочностных характеристик, трещиностойкости и коррозионной стойкости и имеют следующий уровень свойств (средние значения): $\sigma_{\text{в}} = 410$ МПа, $\sigma_{0,2} = 360$ МПа, $\delta = 11,5\%$; СРТУ $dl/dN = 0,59$ мм/цикл при $\Delta K = 18,6$ МПа·м^{1/2}, МКК $\leq 0,15$ мм, РСК 4 балла. Сплаву присвоена марка В-1381.

Экспериментальные листы из сплава В-1381 по уровню механических свойств превосходят по пределу текучести на 33 % отечественный сплав-аналог Д16, на 14 % по пределу прочности, на 9 % по пределу текучести и в 2,3 раза по относительной

му удлинению зарубежный сплав-аналог AA6013 (США).

Выводы

Разработан новый сплав системы Al – Mg – Si, получивший марку В-1381. Исследовано влияние состава и режимов термической обработки на механические и коррозионные свойства листов толщиной 1,0 и 3,0 мм, изготовленных в условиях ФГУП “ВИАМ”. Проведено исследование структуры листов экспериментальных составов, проведена оценка свариваемости методом ААрДЭС и определена критическая скорость деформации ($V_{кр}$) металла шва в процессе кристаллизации, при которой в нем не образуется трещин. Разработаны режимы лазерной сварки, обеспечивающие оптимальное формирование геометрических параметров шва.

Установлено, что листы химического состава 9 имеют оптимальное сочетание требуемых характеристик. Листы выбранного химического состава и термической обработки имеют высокий уровень механических свойств ($\sigma_b = 410$ МПа, $\sigma_{0,2} = 360$ МПа, $\delta = 11,5$ %, СРТУ $dl/dN = 0,59$ мм/цикл при $\Delta K = 18,6$ МПа $\cdot$ м $^{1/2}$) в сочетании с высокой коррозионной стойкостью (ММК $\leq 0,15$ мм, РСК 4 балла).

Литература

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года. Авиационные материалы и технологии, 2012, № 5, с. 7 – 17.
2. Каблов Е.Н. Современные материалы — основа инновационной модернизации России. Металлы Евразии, 2013, № 3, с. 10 – 15.
3. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения. Редкие земли, 2014, № 3, с. 8 – 13.
4. 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.
5. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Сварка и пайка в авиакосмической промышленности. Тр. всерос. науч.-практич. конф. “Сварка и безопасность”, г. Якутск. ИФТПС СО РАН, 2012, с. 21 – 30.
6. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники. Авиационные материалы и технологии, 2017, № 5, с. 186 – 194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194;
7. 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;

8. Кузнецов А.О., Оглодков М.С., Климкина А.А. Влияние химического состава на структуру и свойства сплава системы Al – Mg – Si. Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2018, № 7 (67), Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-3-9.
9. Клочков Г.Г., Овчинников В.В., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Структура и свойства листов из высокотехнологичного сплава В-1341 системы Al–Mg–Si. Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2017, № 12 (60), Ст.03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-12-3-3.
10. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы. Авиационные материалы и технологии, 2012, № 5, с. 167 – 182.
11. Клочков Г.Г., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Влияние температуры деформации на структуру и свойства прессованных профилей сплава В-1341 системы Al – Mg – Si. Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2016, № 9, Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.10.2020). DOI:10.18577/2307-6046-2016-0-9-1-1.
12. Бенариев И., Бер Л.Б., Антипов К.В., Сбитнева С.В. Тенденции развития деформируемых сплавов системы Al – Mg – Si – (Cu). Часть 1 (обзор). Авиационные материалы и технологии, 2019, № 3, с. 14 – 22. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22.
13. Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Самохвалов С.В. Сплав 1370 системы Al – Mg – Si – Cu. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды “ВИАМ” 1932 – 2007: юбилейный науч.-технич. сб. М.: ВИАМ, 2007, с. 177 – 179.
14. Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Овсянников Б.В. и др. Освоение производства полуфабрикатов из коррозионностойкого свариваемого сплава марки 1370 системы Al – Mg – Si – Cu. Технология легких сплавов, 2002, № 4, с. 44 – 47.
15. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Хохлатова Л.Б., Рябов Д.К. Структура, свойства и применение сплавов системы Al – Mg – Si – (Cu). Металловедение и термическая обработка металлов, 2011, № 9, с. 40 – 45.
16. Дуонова В.А., Нечайкина Т.А., Оглодков М.С., Яковлев А.Л., Леонов А.А. Перспективные разработки в области легких материалов для современной авиакосмической техники. Технология легких сплавов, 2018, № 4, с. 28 – 43.

References

1. Kablov E.N. Strategicheskiye napravleniya razvitiya materialov i tekhnologiy ikh pererabotki na period do 2030 goda [Strategic directions for the development of materials and technologies for their processing for the period up to 2030]. *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii*

- *Aviation materials and technologies*, 2012, no. S, pp. S. 7 – 17.
2. Kablov E.N. Sovremennyye materialy — osnova innovatsionnoy modernizatsii Rossii [Modern materials are the basis for innovative modernization of Russia]. *Metally Yevrazii — Eurasian Metals*, 2013, no. 3, pp. 10 – 15.
3. Kablov E.N. Rossii nuzhny materialy novogo pokoleniya [Russia needs new generation materials]. *Redkiye Zemli — The Rare Earths Magazin*, 2014, no. 3, pp. 8 – 13.
4. Kablov E.N. Innovatsionnyye razrabotki FGUP “VIAM” GNTS RF po realizatsii “Strategicheskikh napravleniy razvitiya materialov i tekhnologiy ikh pererabotki na period do 2030 goda” [Innovative developments of FSUE “VIAM” SSC RF for the implementation of “Strategic directions for the development of materials and technologies for their processing for the period until 2030”]. *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii — Aviation materials and technologies*, 2015, no. 1 (34), pp. 3 – 33, doi: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
5. Kablov E.N., Lukin V.I., Ospennikova O.G. Svarka i payka v aviakosmicheskoy promyshlennosti [Welding and brazing in the aerospace industry]. Proc. All-Russian Science Conf. “Welding and safety”, Yakutsk, IPTPN SB RAS, 2012, pp. 21 – 30.
6. Antipov V.V. Perspektivy razvitiya alyuminiyevykh, magniyevykh i titanovykh splavov dlya izdeliy aviatsionno-kosmicheskoy tekhniki [Prospects for the development of aluminum, magnesium and titanium alloys for products of aerospace technology]. *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii — Aviation materials and technologies*, 2017, no. S, pp. S.186 – 194, doi: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
7. Antipov V.V., Klochkova Yu.Yu., Romanenko V.A. Sovremennyye alyuminiyevyye i alyuminiy-litiyevyye splavy [Modern aluminum and aluminum-lithium alloys]. *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii — Aviation materials and technologies*, 2017, no. S, pp. S.195 – 211, doi: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
8. Kuznetsov A.O., Oglodkov M.S., Klimkina A.A. Vliyaniye khimicheskogo sostava na strukturu i svoystva splava sistemy Al – Mg – Si [The influence of chemical composition on the structure and properties of the alloy of the Al – Mg – Si system]. *Trudy VIAM: elektron. nauch.-tekhnich. zhurn. — Proceedings of VIAM: electron. scientific and technical journ.*, 2018, no. 7 (67), art. 01, <http://www.viam-works.ru>, doi: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-3-9.
9. Klochkov G.G., Ovchinnikov V.V., Klochkova Yu.Yu., Romanenko V.A. Struktura i svoystva listov iz vysokotekhnologichnogo splava V-1341 sistemy Al – Mg – Si [The structure and properties of sheets from a high-tech alloy V-1341 of the Al – Mg – Si system]. *Trudy VIAM: elektron. nauch.-tekhnich. zhurn. — Proceedings of VIAM: electron. scientific and technical journ.*, 2017, no. 12 (60), art. 03, <http://www.viam-works.ru>, [http://](http://www.viam-works.ru)
10. Antipov V.V., Senatorova O.G., Tkachenko Ye.A., Vakhromov R.O. Alyuminiyevyye deformiruyemyye splavy [Aluminum wrought alloys]. *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii — Aviation materials and technologies*, 2012, no. S, pp. 167 – 182.
11. Klochkov G.G., Klochkova Yu.Yu., Romanenko V.A. Vliyaniye temperatury deformatsii na strukturu i svoystva pressovannykh profiley splava V-1341 sistemy Al – Mg – Si [Influence of deformation temperature on the structure and properties of extruded profiles of V-1341 alloy of the Al – Mg – Si system]. *Trudy VIAM: elektron. nauch.-tekhnich. zhurn. — Proceedings of VIAM: electron. scientific and technical journ.*, 2016, no. 9, art. 01, <http://www.viam-works.ru>, doi: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-1-1.
12. Benariyeb I., Ber L.B., Antipov K.V., Sbitneva S.V. Tendentsii razvitiya deformiruyemykh splavov sistemy Al – Mg – Si – (Cu). Chast’ 1 (obzor) [Trends in the development of wrought alloys of the Al – Mg – Si – (Cu) system. Part 1 (review)]. *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii — Aviation materials and technologies*, 2019, no. 3, pp. 14 – 22, doi: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22.
13. Kolobnev N.I., Khokhlatova L.B., Samokhvalov S.V. Splav 1370 sistemy Al – Mg – Si – Cu [Alloy 1370 of the Al – Mg – Si – Cu system]. *75 let. Aviatsionnyye materialy. Izbrannyye trudy “VIAM” 1932 – 2007* [75 years. Aviation materials. Selected works of “VIAM” 1932-2007]. Moscow, VIAM, 2007, pp. 177 – 179.
14. Kolobnev N.I., Khokhlatova, L.B., Ovsyannikov B.V. et al. Osvoenie proizvodstva polufabrikatov iz korrozionnostojkogo svarivaemogo splava marki 1370 sistemy Al – Mg – Si – Cu [Mastering the production of semifinished products from corrosionresistant weldable alloy of grade 1370 of the Al – Mg – Si – Cu system]. *Tekhnologiya legkikh splavov — Technology of Light Alloys*, 2002, no. 4, pp. 44 – 47.
15. Kolobnev N.I., Ber L.B., Khokhlatova L.B., Ryabov D.K. Struktura, svoystva i primeneniye splavov sistemy Al – Mg – Si – (Cu) [Structure, properties and application of alloys of the Al – Mg – Si – (Cu) system]. *Metalovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov — Metal science and heat treatment*, 2012, vol. 53, iss. 9 – 10, pp. 440 – 444.
16. Duyunova V.A., Nechaikina T.A., Oglodkov M.S., Yakovlev A.L., Leonov A.A. Perspektivnye razrabotki v oblasti legkikh materialov dlya sovremennoy aviakosmicheskoy tekhniki [Advanced developments in the field of light materials intended to the up-to-date aerospace engineering]. *Tekhnologiya legkikh splavov — Technology of Light Alloys*, 2018, no. 4, pp. 28 – 43.

Статья поступила в редакцию — 10.12.2020 г.
 после доработки — 11.01.2021 г.
 принята к публикации — 12.01.2021 г.

Селиванов Андрей Аркадьевич — Федеральное государственное унитарное предприятие “Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов” Государственный научный центр Российской Федерации (105005, Москва, ул. Радио д. 17), кандидат технических наук, начальник лаборатории, специалист в области алюминиевых деформируемых сплавов. E-mail: org80@viam.ru.

Антипов Константин Валерьевич — Федеральное государственное унитарное предприятие “Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов” Государственный научный центр Российской Федерации (105005, Москва, ул. Радио д. 17), начальник сектора, специалист в области алюминиевых деформируемых сплавов. E-mail: anti_kos@mail.ru.

Оглодкова Юлия Сергеевна — Федеральное государственное унитарное предприятие “Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов” Государственный научный центр Российской Федерации (105005, Москва, ул. Радио д. 17), инженер 1 категории, специалист в области алюминиевых деформируемых сплавов. E-mail: julies87@mail.ru.

Рудченко Алексей Сергеевич — Федеральное государственное унитарное предприятие “Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов” Государственный научный центр Российской Федерации (105005, Москва, ул. Радио д. 17), инженер 2 категории, специалист в области алюминиевых деформируемых сплавов. E-mail: rudchenko.aleksey@gmail.com.

The structure and properties of sheets from the new alloy V-1381 of the Al – Mg – Si system

A. A. Selivanov, K. V. Antipov, Yu. S. Oglochkova, A. S. Rudchenko

The results of the development of a new alloy of the Al – Mg – Si system of the 6xxx series, which received the V-1381 grade, are presented. The influence of the composition and modes of heat treatment on the mechanical and corrosion properties of sheets with a thickness of 1,0 and 3,0 mm, manufactured under the conditions of FSUE “VIAM”, was investigated. Average level of sheet properties: UTS = 410 MPa, YTS = 360 MPa, EI = 11.5 %; fatigue crack growth (dl/dN) = 0,59 mm/kcycle at $\Delta K = 18,6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, intergranular corrosion $\leq 0,15 \text{ mm}$, exfoliation corrosion 4 points. It was found that the structure of the sheets is recrystallized, the main strengthening phase is the coherent matrix $\beta'(Mg_2Si)$ -phase evenly distributed in the volume of grains with a high density. There is also a heterogeneous origin of β' -phase on dislocations and dispersoids. At grain boundaries there are zones free from emissions with a width of 15 – 20 nm. Dispersoids of various morphologies are observed in the tested samples. Temperature and heat values of phase transformations in ingots and sheets are determined and established liquidus and solidus points. The sheet weldability was evaluated by automatic argon-arc welding and the critical rate of deformation of the weld metal during crystallization was determined, at which no cracks were formed in it. Laser welding mode has been developed to ensure optimal formation of geometric parameters of the weld.

Keywords: Al – Mg – Si system, composition, alloying elements, hardening, ageing, microstructure, mechanical and corrosion properties.

Selivanov Andrey — All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials, State Scientific Center of the Russian Federation (105005 Moscow, Radio str.17), Dr Sci (Eng), head of laboratory, specialist in the field of aluminum wrought alloys. E-mail: org80@viam.ru.

Antipov Konstantin — All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials, State Scientific Center of the Russian Federation (105005 Moscow, Radio str.17), head of sector, specialist in the field of aluminum wrought alloys. E-mail: anti_kos@mail.ru.

Oglochkova Yuliya — All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials, State Scientific Center of the Russian Federation (105005 Moscow, Radio str.17), 1 category engineer, specialist in the field of aluminum wrought alloys. E-mail: julies87@mail.ru.

Rudchenko Aleksey — All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials, State Scientific Center of the Russian Federation (105005 Moscow, Radio str.17), 2 category engineer, specialist in the field of aluminum wrought alloys, E-mail: rudchenko.aleksey@gmail.com.