

Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. №4 (142). С. 11-23.

Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. №4 (142). P. 11-23.

Научная статья

УДК 621.791

doi:

Показатели свариваемости при сварке плавлением перспективных алюминиевых сплавов на основе системы Al–Ca–Zn–Mg

Виктор Васильевич Овчинников¹, д.т.н.,

Торгом Кароевич Акопян², к.т.н.,

Евгений Олегович Проценко³, аспирант,

Денис Алексеевич Поляков⁴, аспирант.

^{1, 2, 3, 4} ФГАОУ ВО "Московский политехнический университет",

¹ vikov1956@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-2948-2202>

² aktorgom@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

³ protsenkoevgenij@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

⁴ da_polyakov@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

Аннотация. Приведены результаты исследования свариваемости новых алюминиевых сплавов Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn и Al–2,0Ca–2,5Mg–0,4Mn. Определены механические свойства исследуемых сплавов при аргонодуговой и лазерной сварке. Рассмотрена склонность сплавов Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn и Al–2,0Ca–2,5Mg–0,4Mn к образованию пор в шве при сварке плавлением.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, литье, горячая прокатка, холодная продольная прокатка, пробы на трещинообразование, аргонодуговая сварка, лазерная сварка, порообразование, механические свойства соединений

Благодарности: Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда по приоритетному направлению деятельности Российского научного фонда «Проведение фундаментальных научных исследований и поисковых научных исследований отдельными научными группами» научного проекта: «Закономерности структурно-фазовых превращений в алюминиево-кальциевых сплавах, легированных цинком и магнием, в условиях сварки» №22-19-00121.

Для цитирования: Овчинников В.В., Акопян Т.К., Проценко Е.О., Поляков Д.А. Показатели свариваемости при сварке плавлением перспективных алюминиевых сплавов на основе системы Al–Ca–Zn–Mg // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. № 4 (142). С. 11–23. doi:

Welding properties indicators in fusion welding of prospective aluminum alloys based on the Al–Ca–Zn–Mg system

Viktor V. Ovchinnikov¹, D. Eng.,

Torgom K. Akopyan², Ph.D. Eng.,

Evgeny O. Protsenko³, PhD student,

Denis A. Polyakov⁴, PhD student.

^{1, 2, 3, 4} Moscow Polytechnic University

¹ vikov1956@mail.ru,

² aktorgom@gmail.com,

³ protsenkoevgenij@yandex.ru,

⁴ da_polyakov@mail.ru

Abstract. The results of a study of the welding properties of new aluminum alloys Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn and Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn are presented. The mechanical properties of the studied alloys in argon arc and laser welding are determined. The power of Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn and Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn alloys to the formation of pores in the seam in fusion welding is viewed.

Keywords: aluminum alloys, casting, hot rolling, cold longitudinal rolling, crack formation tests, argon arc welding, laser welding, pore formation, joints mechanical properties

Acknowledgments: The work is supported by a grant from the Russian Science Foundation for the priority area of activity of the Russian Science Foundation «Conducting fundamental scientific research and exploratory scientific research by individual scientific groups» to the scientific project: «Regularities of structural-phase transformations in aluminum-calcium alloys alloyed with zinc and magnesium in the conditions of welding» No. 22-19-00121.

For citation: Ovchinnikov V.V., Akopyan T.K., Protsenko E.O., Polyakov D.A., Welding properties indicators in fusion welding of prospective aluminum alloys based on the Al-Ca-Zn-Mg system / Science intensive technologies in mechanical engineering, 2023. № 4 (142). P.11–23. doi:

Введение

Применение комбинированных литодеформированных сварных соединений открывает большие возможности для повышения технологичности транспортных конструкций в целом. Сварка является тем технологическим процессом, который допускает возможность формирования монолитных комбинированных конструкций из отдельных частей, изготовленных с применением различных технологических процессов [1, 2].

Сочетание благоприятных свойств технологических процессов как, например, хорошее формообразование при литье, высокая степень чистоты поверхности при штамповке, наряду с современными возможностями сварки, обеспечивающими высокую производительность процесса и высокий комплекс механических свойств сварных соединений, приводит к тому, что комбинированные сварные конструкции становятся наиболее технологичными [1 – 3].

Наиболее перспективной композицией для литодеформированных сварных конструкций являются алюминиевые деформированные и литейные сплавы, высокая удельная прочность, коррозионная стойкость и технологичность которых открывает им широкую область применения не только в изделиях авиационной техники, но и в других отраслях промышленности.

Отечественные и зарубежные сведения относительно свариваемости ряда сочетаний алюминиевых сплавов весьма противоречивы. При сварке плавлением разноименных алюминиевых сплавов различия в химическом

составе инициируют в процессе нагрева протекание диффузионных процессов в стыке соединяемых заготовок. Протекание диффузионных процессов вызывает развитие химической и структурной неоднородности в случае сварке деформируемых алюминиевых сплавов с литейными.

При сварке плавлением разноименных алюминиевых сплавов в ванне происходит их перемешивание и возникает значительная макро- и микро-неоднородность структуры. Степень ее развития будет зависеть как от различия химического состава свариваемых алюминиевых сплавов, так и от технологических параметров (режимов и техники сварки, толщины материалов, вида разделки кромок и т. п.). Как правило, легирующие элементы в пределах расплавленного металла распределены неравномерно, и склонность шва к образованию трещин значительно выше, чем при сварке однородных соединений. Отсутствие гомогенности состава вызывает также повышенную коррозию сварного шва и всего соединения в целом.

Естественно, что при соединении разноименных алюминиевых сплавов сваркой плавлением система легирования металла в расплаве металла шва существенно усложняется, что создает дополнительные трудности при выборе состава присадочной проволоки. Последняя, смешиваясь со свариваемыми сплавами, способствует получению композиции металла шва, которая должна обеспечивать минимальную склонность соединений к горячему растрескиванию и высокий уровень их механических свойств.

Поэтому при сварке плавлением различных алюминиевых сплавов не все сочетания удастся соединить с получением прочных соединений. Для тех же сочетаний сплавов, сварка плавлением которых возможна, решающим моментом становится правильный выбор марки присадочной проволоки.

В силу отмеченных причин выбор сочетаний литейных и деформируемых алюминиевых сплавов при сварке плавлением литодеформированных конструкций оказывается весьма ограниченным.

Расширение номенклатуры возможных сочетаний алюминиевых сплавов, применяемых в литодеформированных конструкциях, возможно за счет формирования соединения в твердой фазе, например, при сварке трением с перемешиванием [4]. В тоже время сварка трением с перемешиванием может быть применена, преимущественно, к прямолинейным стыковым и нахлесточным соединениям [5].

Другим направлением повышения технологичности изготовления сварных алюминиевых литодеформированных конструкций является разработка литейных алюминиевых сплавов, которые могли бы обрабатываться прокаткой (деформированием) [6 – 8]. Данное направление разрабатывается Беловым Н.А.

В настоящее время имеется острая потребность в разработке алюминиевых сплавов с улучшенным комплексом механических, технологических и коррозионных свойств. Было показано, что система Al–Ca является перспективной для разработки таких сплавов [9 – 13].

В частности, алюминий-кальциевые сплавы с добавками цинка и магния показали хорошую технологичность при литье под давлением и в кокиль. При этом в литом состоянии временное сопротивление на разрыв достигает 350 МПа, что отвечает уровню деформированных полуфабрикатов среднепрочных сплавов. Сплавы системы Al–Ca–Zn–Mg показали хорошую технологичность и при обработке давлением, в частности при горячей и холодной прокатке. Таким образом, из сплавов системы Al–Ca–Zn–Mg возможно получение как литых, так и деформированных заготовок.

Это открывает перспективы применения сплавов системы Al–Ca–Zn–Mg в литосварных конструкциях, когда детали, изготовленные из литейных алюминиевых сплавов, свариваются

с деталями, изготовленными из деформированных алюминиевых сплавов. В случае использования для получения таких конструкций сплавов системы Al–Ca–Zn–Mg проблема соединения разнородных алюминиевых сплавов отпадает. В тоже время свариваемость сплавов системы Al–Ca–Zn–Mg ранее не изучалась.

Целью настоящей работы являлось исследование показателей свариваемости сплавов системы Al–Ca–Zn–Mg в условиях сварки плавлением и определение механических свойств сварных соединений.

Материалы и методики проведения исследований

С использованием пакета программ Thermo-Calc (базы данных TTAL5) проведен анализ совместного влияния основных легирующих элементов (Ca, Zn, Mg) на фазовый состав модельных сплавов. Объекты расчетно-экспериментальных исследований было разделены на две группы сплавов: цинксодержащие на базе системы Al–Ca–Zn–Mg с преобладающим содержанием цинка, и сплавы на базе системы Al–Ca–Mg(–Zn) с содержанием цинка не более чем магния или вовсе без цинка.

Первая группа сплавов будет совмещать алюминиевую матрицу, близкую к среднепрочным свариваемым сплавам типа 1915 (американский аналог сплавы типа 7005) с эвтектикой (основная эвтектическая фаза $(Al, Zn)_4Ca$), образованной кальцием.

Вторая группа сплавов на базе системы Al–Ca–Mg(–Zn) предполагалась для совмещения алюминиевой матрицы близкой к матрице деформируемых марочных сплавов типа AMg2 или AMg3 и эвтектики, образованной кальцием. Цинк Zn в сплавах на базе системы Al–Ca–Zn распределяется между алюминиевым твердым раствором (Al) и интерметаллидными соединениями $(Al, Zn)_4Ca$ и $MgZn_2$.

На начальных этапах выбора и оптимизации химического состава перспективных модельных сплавов изучалась их склонность к горячеломкости, как одного из факторов, определяющих возможность получения качественных сварных соединений методами сварки плавлением.

Для установления влияния химического состава модельных сплавов на данный критерий

для более 30 сплавов из отмеченной области концентраций легирующих элементов произведен анализ показателя горячеломкости (ПГ) по карандашной пробе.

Плавка и литье сплавов производилась с использованием печи Graficarbo с графитовым тиглем. В качестве шихтовых материалов использовали: алюминий А99 (99,99 %), цинк Ц0А, магний Мг90, металлический кальций и чистую медь марки М0. Температура литья составляла ~ 800 °С.

На основе результатов определения значения показателя горячеломкости (ПГ) по карандашной пробе для дальнейших исследований были выбраны два сплава: Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn (ПГ = 4 мм) и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn (ПГ = 6 мм).

Температура плавки составляла 920 °С, а температура литья ~ 850 °С. Плоский слиток с

размерами 20×140×180 мм получали литьем в графитовую изложницу. Скорость охлаждения в процессе кристаллизации слитка составляла около 10 К/с.

Исходные слитки (негомогенизированный) были прокатаны при 400 °С до толщины 3,5 мм с предварительным нагревом при 400 °С в течение одного часа. Общая степень обжатия при прокатке составила 70 %. В процессе прокатки слитки показали достаточно высокую деформационную технологичность, дефекты (в частности, в виде микротрещин) не были обнаружены.

Затем полученные горячекатаные листы были подвергнуты холодной продольной прокатке в несколько проходов до толщины 2,5 мм. Механические свойства листов исследуемых сплавов в литом состоянии и после прокатки представлены в табл. 1.

1. Механические свойства при испытаниях на растяжение экспериментальных сплавов в литом состоянии и после прокатки

Сплав	Литое состояние			Состояние после прокатки		
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn	219...240	176...182	1,71...3,22	330...335	275...285	4,3...4,85
Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn	177...187	77...85	3,39...3,87	294...305	201...213	4,4...5,0

Для исследования показателей свариваемости исследуемых сплавов были использованы технологические пробы («рыбий скелет» и крестовая) и методика оценки трещиностойкости МГТУ им. Н.Э. Баумана, критерием которой является величина критической скорости деформации растяжения ($A_{кр}$) металла шва в процессе кристаллизации, при которой в нем не образуется трещин. Оценка трещиностойкости проводили на установке ЛТП1-6 с использованием образцов размером 50×50 мм (рис. 1). При оценке показателей свариваемости исследуемых сплавов сварка осуществлялась без присадочного металла.

Автоматическую аргонодуговую сварку (ААрДЭС) проводили на установке АДСВ-7, оснащенной источником питания сварочной дуги с максимальным током 350 А.

Лазерную сварку проводили на роботизированном лазерном комплексе в состав которого входит иттербиевый волоконный лазер мощностью до 5 кВт (длина волны излучения: 1070 нм), шести осевой робот Fanuc M710 и сварочная головка FLW D50 (IPG Photonics).



Рис. 1. Установка для испытаний ЛТП1-6

Подбор режимов проводился при варьировании мощности лазера в диапазоне 1600...2400 Вт и фокусного расстояния 196...217 мм. В качестве оптимального был выбран режим, обеспечивающий визуальное

качество шва при минимальной пористости сварного соединения: мощность лазера 2400 Вт, скорость движения лазерного луча 10 мм/с, фокусное расстояние 217 мм, расход защитного газа при подаче в зону сварки составлял 15 л/мин.

Механические испытания сварных соединений осуществлялись на образцах согласно ГОСТ1497-84 и ГОСТ 6996-66. Предел кратковременной прочности при растяжении и угол статического изгиба определяли на установке Zwick/Roell Z030.

Исследования макро- и микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Leica DM IRM с программно-аппаратным комплексом обработки изображения «ImageExpert Pro3х». Травление микрошлифов проводилось реактивом Келлера.

Микроструктура поверхностей излома образцов после испытаний, а также поверхностей разрушения по трещинам исследовались на сканирующем электронном микроскопе Evo-50 фирмы «KarlZeiss».

В качестве методов подготовки поверхности исследуемых сплавов под сварку были использованы следующие технологии:

1. Зачистка поверхности механической вращающейся щеткой из нержавеющей проволоки диаметром 0,6 мм;
2. Химическая подготовка (травление в щелочи КОН с промывкой в воде и последующим осветлением в 30 % водном растворе азотной кислоты HNO₃);
3. Зачистка поверхности сканирующим лазерным излучением.

Непосредственно после зачистки была произведена сварка по целой пластине (без стыка) на проплав аргонодуговой сваркой без

присадочного материала. Полученные соединения были повергнуты рентгеновскому просвечиванию для определения наличия пор в металле шва.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Оценку склонности выбранных модельных сплавов Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn (сплав 1) и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn (сплав 2) осуществляли с использованием карточек толщиной 2,5 мм и размерами 100×60 мм с направлением прокатки по более длинной стороне.

Автоматическую аргонодуговую сварку исследуемых образцов осуществляли на фиксированном значении тока дуги 85, 90, 95 и 100 А. Остальные параметры режима сварки: напряжение дуги 27...28 В, скорость сварки 10,8 м/ч, расход защитного газа (аргон) 12...14 л/мин. Сварку осуществляли без присадочного металла.

Результаты определения коэффициента трещинообразования и критической скорости деформирования при сварке исследуемых сплавов, а также сплавов 1915 и АМг3 приведены в табл. 2.

Для сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn (сплав 1) коэффициент трещинообразования по пробе «рыбий скелет» находится в пределах 51...58 %. Для крестовой пробы значения коэффициента трещинообразования находятся в пределах 45...55 %, что можно объяснить меньшей точностью данной пробы. Наблюдается тенденция к увеличению коэффициента трещинообразования с увеличением тока дуги и соответствующем росте объема сварочной ванны.

2. Показатели свариваемости исследуемых алюминиевых сплавов

Сплав	Ток дуги, А	Коэффициент трещинообразования K, % по пробе		Критическая скорость деформации A _{кр} , мм/мин
		крестовая	рыбий скелет	
Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn (сплав 1)	85	38	47	3,1
	90	45	51	2,8
	95	50	55	2,5
	100	55	58	2,1
Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn (сплав 2)	85	16	20	4,8
	90	18	22	4,7
	95	32	40	3,3
	100	47	50	2,9
1915	–	55	60	2,0
АМг3	–	20	25	5,0

С увеличением тока дуги с 85 до 100 А для сплава 1 отмечается снижение значения критической скорости деформирования образца, свидетельствующее о повышении склонности к формированию трещин при сварке.

В общем можно отметить, что свариваемость сплава $Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn$ находится на уровне свариваемости сплава 1915 (табл. 2).

Для сплава $Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn$ (сплав 2) можно отметить меньшую склонность к образованию кристаллизационных трещин при сварке по сравнению со сплавом

$Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn$ (сплав 1) (см. табл. 2). Также наблюдается увеличение коэффициента трещинообразования при росте значения тока дуги с 85 до 100 А.

Анализ полученных данных показывает, что характеристики трещинообразования сплава $Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn$ (сплав 2) (коэффициент трещинообразования и критическая скорость деформирования образца) находятся на уровне, соответствующем сплаву АМгЗ.

Внешний вид трещин на пробе «рыбий скелет» для исследуемых сплавов показан на рис. 2.



а)



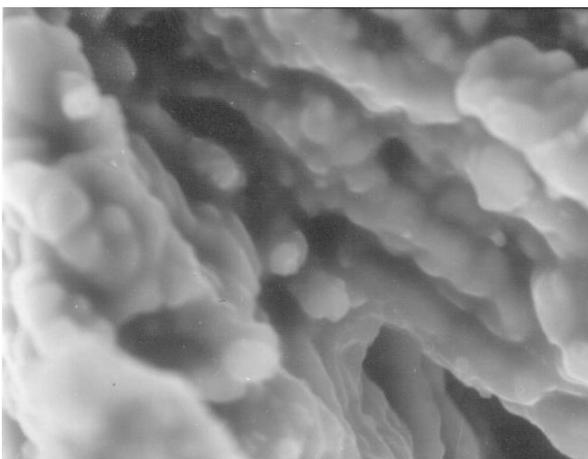
б)

Рис. 2. Внешний вид образцов пробы «рыбий скелет» из исследуемых сплавов и укрупненное изображение трещины:

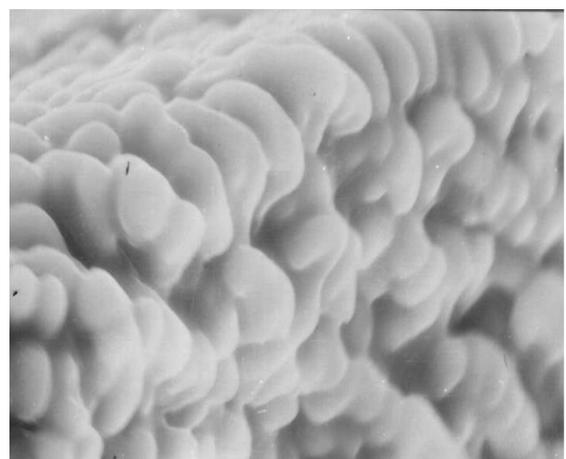
а – сплав $Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn$; б – сплав $Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn$

Анализ внешнего вида полученных образцов показывает, что наблюдается формирование магистральной трещины по оси шва. Результаты исследований поверхности излома по трещине для обоих сплавов позволили

установить, что поверхность горячих трещин на пробе в металле шва представляет собой межкристаллитный разлом с упорядоченной дендритной структурой (рис. 3).



а)



б)

Рис. 3. Фрактограмма поверхности магистральной трещины ($\times 1000$) при сварке пробы «рыбий скелет»:

а – сплава $Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn$; б – сплава $Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn$

Помимо приведенных выше проб на свариваемость также к сплавам Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn (сплав 1) и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn (сплав 2) была использована кольцевая проба на свариваемость. Сущность данной пробы заключалась в выполнении в пластине с помощью фрезерования отверстия диаметром 25 мм с последующей сваркой ручной аргонодуговой сваркой дисковой заглушки в отверстие.

Проведенные эксперименты по сварке образцов обоих сплавов показали, что в процессе сварки не наблюдалось формирования трещин. Ультразвуковой контроль кольцевых проб не выявил наличия дефектности проб.

Таким образом можно отметить, что исследуемые сплавы обладают достаточно высокой стойкостью против образования кристаллизационных трещин при сварке плавлением без присадочного металла.

При изготовлении сварных конструкций из алюминиевых сплавов методами сварки плавлением одним из основных дефектов является пористость швов.

Основной причиной образования пор при сварке алюминиевых сплавов является наличие водорода в расплаве металла в виде зародышей газовых пузырьков. Вероятными источниками поступления водорода в сварочную ванну могут быть: водород, находящийся в основном металле; водород, содержащийся в защитном газе; водород, образующийся в результате диссоциации в дуге паров воды, присутствующих в нем или попадающих в зону дуги из атмосферы, а также водород, образующийся в результате взаимодействия основного и присадочного металлов и влаги, входящей в состав гидратированных оксидов. Наиболее опасным является последний источник водорода, именно поэтому следует обратить внимание на вопрос подготовки поверхности под сварку [14].

Исследовали влияние технологии подготовки поверхности исследуемых сплавов под сварку на образование пор в швах. На первом этапе осуществляли проплавление целой пластины без стыка кромок. Полученные соединения были повергнуты рентгеновскому

просвечиванию для определения наличия пор в металле шва.

Анализ рентгенограмм сварных соединений показал, что сплавы Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn (сплав 1) и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn (сплав 2) обладают малой склонностью к порообразованию из-за наличия оксидной пленки на поверхности. Были отмечены отдельные поры в только в шве, выполненном по поверхности исследуемых сплавов, которая подвергалась зачистке металлической щеткой (рис. 4).

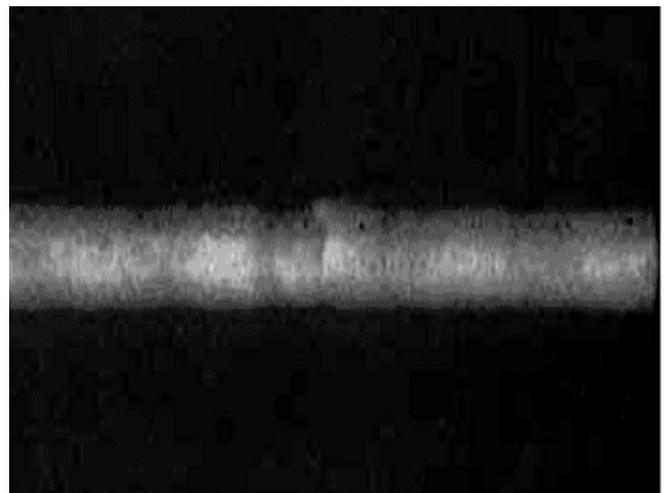
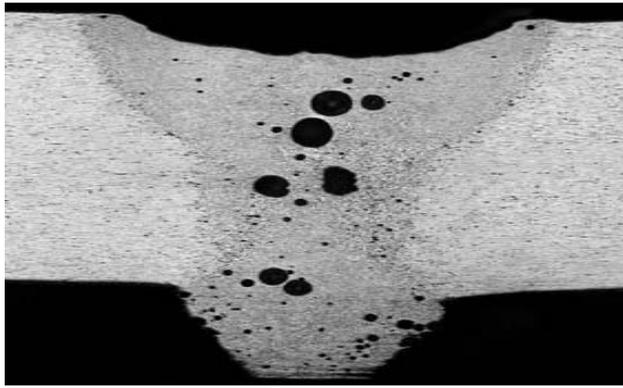


Рис. 4. Рентгенограмма сварного шва сплава Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn, выполненного по поверхности целой пластины после зачистки механической щеткой

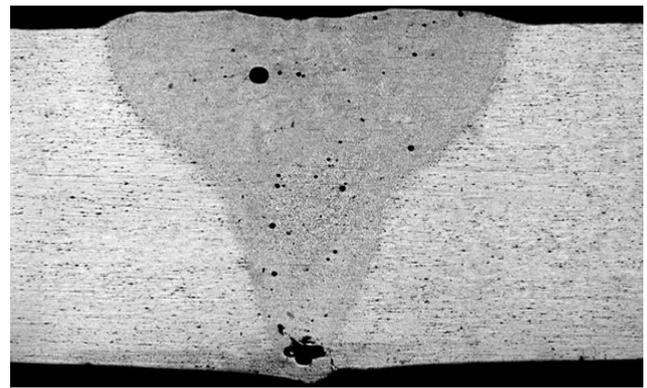
Исследовали влияние времени выдержки после травления на порообразование при сварке. Оценивали два варианта подготовки – с шабрением и без шабрения кромок. Сварку проводили непосредственно после травления и через 5; 10 и 15 дней после травления. Количество пор определяли по результатам рентгеновского контроля.

Установлено, что пористость в сварных соединениях исследуемых сплавов отсутствует, если сварка проводится не позднее чем через одни сутки после химического травления поверхности заготовок или лазерной зачистки сканирующим лучом.

Применение шабрения кромок непосредственно перед сваркой позволяет увеличить разрыв между операциями травления и сваркой до пяти суток (рис. 5).



a)

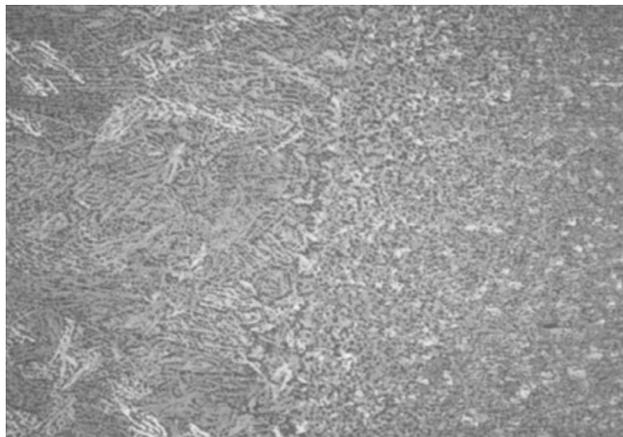


б)

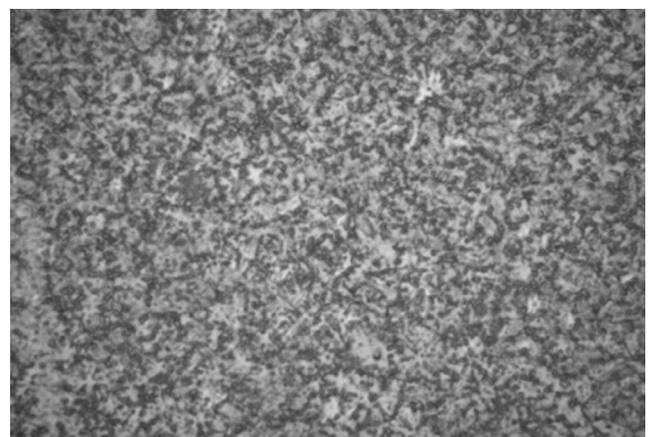
Рис. 5. Поры в сварных швах сплава Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn при лазерной сварке через пять суток после химического травления поверхности:

a – без шабрения кромок; *б* – с шабрением кромок перед сваркой

Микроструктура металла шва и околошовной зоны сплава при аргодуговой сварке представлена на рис. 6.



a)



б)

Рис. 6. Микроструктура околошовной зоны (а) и металла шва (б) при аргодуговой сварке Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn без присадки

Применение оптимальных режимов сварки обеспечивает формирование узкой зоны термического влияния, представляющей собой рекристаллизованную структуру, которая формируется при воздействии высоких температур при автоматической аргодуговой сварке в процессе образования и кристаллизации сварного соединения. Изменение характера структуры связано с кратковременным локальным повышением температуры по границе шва, что приводит к развитию процессов рекристаллизации.

Микроструктуры сварного соединения и металла шва Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа, приведены на рис. 7. Результаты анализа макроструктуры позволяют выявить эволюцию структуры в зоне и в зоне термического влияния. В частности,

наблюдается весьма узкая полоса зоны термического влияния, свидетельствующая о крайне непродолжительном термическом воздействии в процессе расплавления и кристаллизации.

Далее можно наблюдать более широкую область, которая примыкает к зоне основного металла и характеризуется весьма тонким строением зерна со средним размером кристаллитов менее 1,0 мкм. Данная область формируется в условиях кристаллизации при максимальной скорости охлаждения, обусловленной интенсивным теплоотводом в основной металлу.

В центральной области шва наблюдаются все еще равноосная, но существенно более грубая структура зерна, формирующаяся по сравнению с предыдущей областью при более низкой скорости кристаллизации, обусловленной снижением температурного градиента.

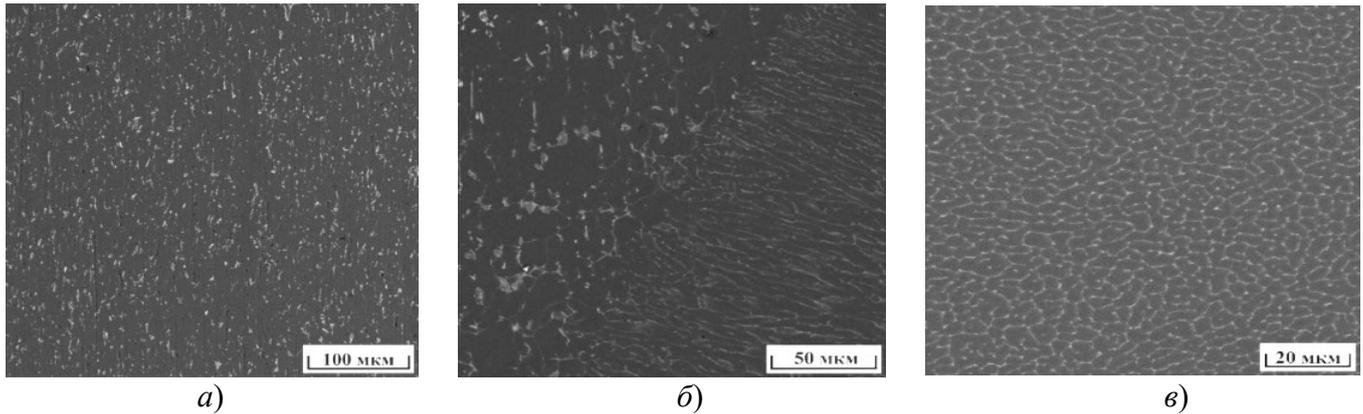


Рис. 7. Микроструктура различных зон сварного соединения (СЭМ) сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn: а – основного металла; б – зона термического влияния; в – сварной шов

Что касается микроструктуры сварного шва (см. рис. 7, в), то можно идентифицировать зону плавления с первичным α -Al дендритами, текстурированными в направлении теплоотвода и более тонкой эвтектикой, образованной интерметаллидами (Al, Zn)₄Ca. При этом размер дендритной ячейки в области сварного шва составляет в среднем ~ 4 мкм.

Элементный анализ металла сварного шва сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn, выполненного без присадочной проволоки, показал, что при сварке в выбранных защитных

средах соблюдается идентичность элементного состава исходного металла и металла в зоне шва (табл. 3).

Кристаллизационные трещины, возникают под влиянием усадочных напряжений, которые нарастают на этапе кристаллизации сварочной ванны. Кристаллизационные трещины были обнаружены металлографическим анализом при сварке сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn на скорости сварки 2,5 м/мин, когда скорость кристаллизации расплава была самой высокой (рис. 8).

3. Химический состав металла шва сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn

Зона анализа	Содержание основных легирующих элементов, % масс.			
	Al	Mg	Zn	Mn
Основной металл	93,01	1,44	5,18	0,37
Металл шва	94,53	0,84	4,34	0,29

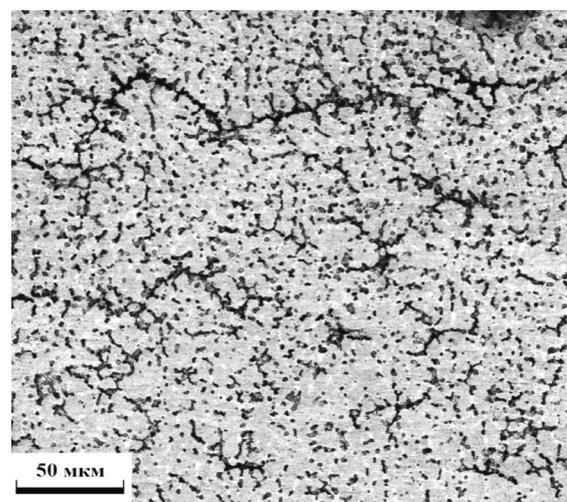
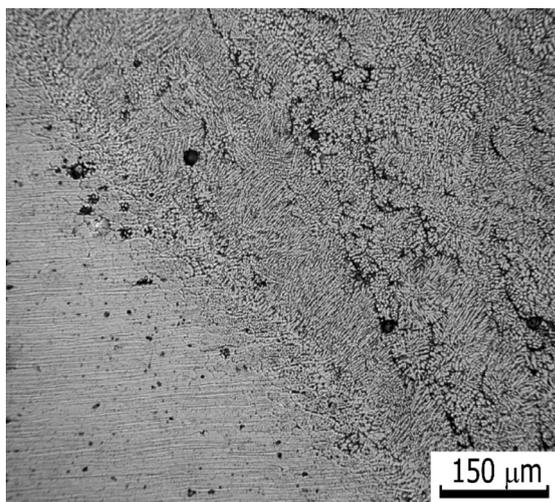


Рис. 8. Кристаллизационные трещины в зоне сплавления (а) и в металле шва (б) соединения сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn, выполненного на скорости сварки 2,5 м/мин

При лазерной сварке, в свою очередь, установлено положительное влияние на механические характеристики малых скоростей сварки. Снижение скорости сварки в исследуемом диапазоне не приводит к дополнительному разупрочнению, однако возникают такие негативные особенности, как интенсивное кипение металла сварочной ванны с последующей фиксацией газовых пузырьков в виде пористости. Это связано с выгоранием легкоиспаряющегося легирующего элемента – Mg.

Кроме того, сварка на малых скоростях приводит к провисанию сварочной ванны [15].

Для минимизации этих негативных факторов проводилась сварка расфокусированным лучом (с пониженной плотностью мощности) совместно с применением присадочной проволоки.

Свойства, полученные в результате одноосного растяжения образцов сварных соединений исследуемых сплавов, представлены в табл. 4.

4. Результаты испытаний сварных соединений исследуемых сплавов на статическое растяжение (лазерная сварка без присадки)

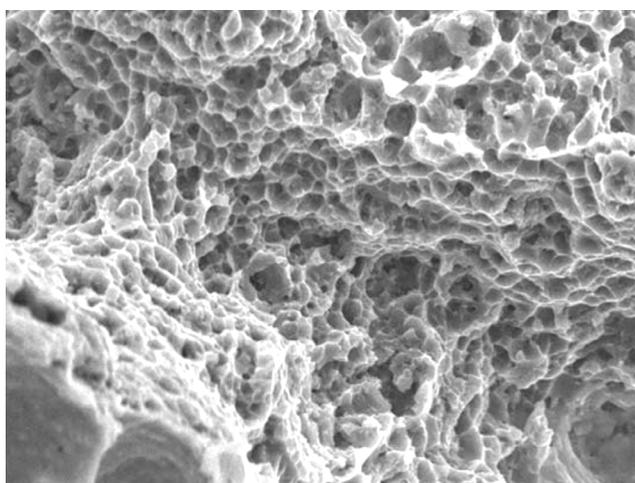
Образец	σ_B , МПа	$K = \sigma_{B.св}/\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	α , град.	Область разрушения образца
Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn, горячекатаный лист						
Основной металл	332	–	280	4,5	28	–
Сварное соединение	259	0,78	249	2,8	43	По шву
Al–2,0Ca–2,5Mg–0,4Mn, горячекатаный лист						
Основной металл	299	–	208	4,7	43	–
Сварное соединение	243	0,81	186	3,1	66	По шву

Показатели прочности сварных соединений исследуемых сплавов, выполненных лазерной сваркой без присадочной проволоки, находятся в диапазоне 0,78...0,82 от временного сопротивления горячекатаных листов.

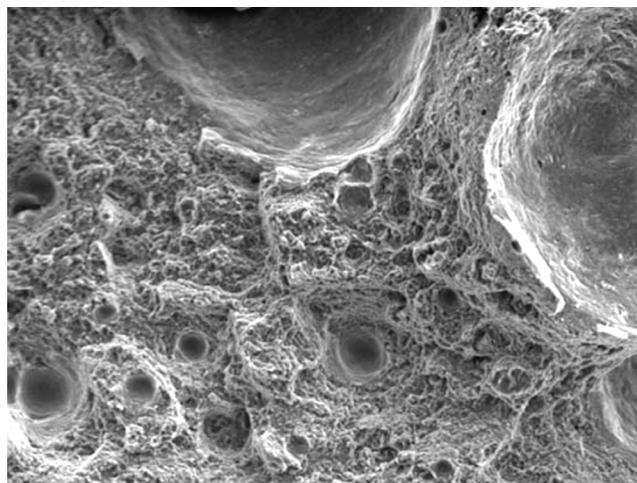
Следует обратить внимание на низкие значения пластичности как основного металла,

так и сварных соединений, определяемых величиной относительного удлинения и угла изгиба шва.

Фрактограммы поверхности излома основного металла сплава Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn и его шва при испытаниях на растяжение представлены на рис. 9.



а)



б)

Рис. 9. Фрактограммы поверхности разрушения основного металла (а) и сварных соединений (б) сплава Al–1,0Ca–5,5Zn–1,5Mg–0,5Mn

Изломы горячекатаных листов толщиной 2,5 мм в исходном состоянии являются однородными и не содержат видимых дефектов.

Структура разрушения представляет собой мелкие углубления, размер которых составляет около 2...5 мкм. Структура в зоне шва незначительно изменяется, что характерно

ввиду измельчения общей структуры в процессе сварки, общий вид структуры волокнистый, что соответствует характеристикам благоприятного вязкого разрушения.

Изменения микротвердости по Виккерсу в поперечном сечении сварного соединения представлены на рис. 10.

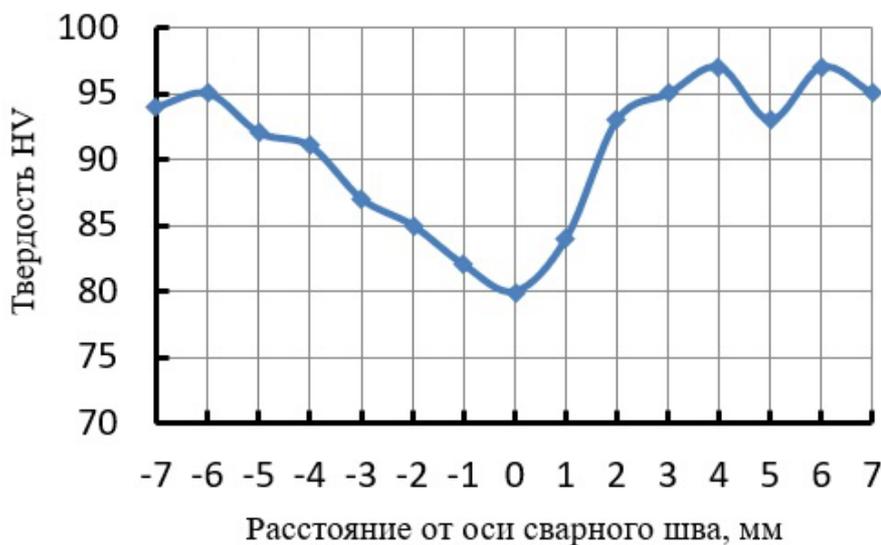


Рис. 10. Изменение твердости в поперечном сечении сварного соединения горячекатаного листа сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn

В то время как средняя твердость горячекатаного листа сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn остается на уровне 95 HV, в зоне шва и термического влияния наблюдается снижение твердости, которое не превышает 15 %, что является результатом перекристаллизации со значительным модифицированием образующейся литой структуры.

Заключение

1. Проведен анализ структуры и свойств горячекатаных листов сплавов Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn с высоким содержанием примесных добавок.

2. Для сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn коэффициент трещинообразования по пробе «рыбий скелет» находится в пределах 51...58 %. Для крестовой пробы значения коэффициента трещинообразования находятся в пределах 45...55 %, что можно объяснить меньшей точностью данной пробы. Наблюдается тенденция к увеличению коэффициента трещинообразования с

увеличением тока дуги и соответствующем увеличении объема сварочной ванны.

3. Можно отметить, что свариваемость сплава Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn находится на уровне свариваемости сплава 1915.

4. Для сплава Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn можно отметить меньшую склонность к образованию кристаллизационных трещин при сварке по сравнению со сплавом Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn. Коэффициент трещинообразования и критическая скорость деформирования образца данного сплава находятся на уровне, соответствующем сплаву АМгЗ.

5. Сплавы Al-1,0Ca-5,5Zn-1,5Mg-0,5Mn и Al-2,0Ca-2,5Mg-0,4Mn обладают малой склонностью к образованию пор при сварке плавлением.

6. Подобраны режимы лазерной сварки, позволяющие получить бездефектные сварные соединения исследуемых сплавов с коэффициентом прочности 0,78...0,81. В то же время следует отметить низкие значения показателей пластических свойств полученных соединений, увеличение которых возможно за счет выбора соответствующего химического состава присадочного металла.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Концепция и металлургические особенности производства литодеформированных конструкций / А.Г. Братухин, Е.Б. Глотов, В.И. Лукин, Н.С. Постников // Сварочное производство. 1993. № 10. С. 2–4.

2. Литосварные и литоштампованные конструкции из алюминиевых сплавов / В.Н. Мацнев, Е.Б. Глотов, В.М. Каинов, В.И. Рязанцев // Сварочное производство. 2003. № 4. С. 29–34.

3. Никитина Е.В., Фролов В.А. Металлургические и технологические особенности получения сварнолитых конструкций из алюминиевых сплавов // Технология машиностроения. 2006. № 5. С. 7–12.

4. Дриц А.М., Овчинников В.В. Свойства сварных соединений литейных алюминиевых сплавов, полученных сваркой трением с перемешиванием // Цветные металлы. 2020. № 1 (925). С. 76–83.

5. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов (монография). – 2-е изд., перераб. и доп. М.: Издательство «Руда и металлы», 2020. 476 с.

6. Akopyan T.K., Belov N.A., Lukyanchuk A.A. et al. Effect of high-pressure torsion on the precipitation hardening in Al – Ca – La based eutectic alloy, Materials Science & Engineering A 802 (2021) 140633. IF 4.081 (Q1). DOI: 10.1016/j.msea.2020.140633.

7. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V. Design of multicomponent aluminum alloy containing 2 wt% Ca and 0.1 wt% Sc for cast products. Journal of Alloys and Compounds, 2018, Vol. 762, pp. 528–536. IF 4.175, Q1. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.281>.

8. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V. Phase Diagram of the Al-Ca-Fe-Si System and Its Application for the Design of Aluminum Matrix Composites. JOM, 2018, 70 (11), pp. 2710-2715. IF 2.305, Q1. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2948-3>.

9. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: Новые системы легирования. М.: Руда и металлы, 2016.

10. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. Eutectic alloys based on the Al–Zn–Mg–Ca system: microstructure, phase composition and hardening. Mater. Sci. Technol. 2017. Vol. 33. Iss. 6. P. 656–666. DOI: 10.1080/02670836.2016.1229847.

11. Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F., Samoshina M.E. Effect of Calcium and Silicon on the Character of Solidification and Strengthening of the Al–8 % Zn–3 % Mg Alloy // Physics of Metals and Metallography. 2020. 121 (2). P. 135–142.

12. Shurkin P.K., Dolbachev A.P., Naumova E.A., Doroshenko V.V. Effect of iron on the structure, hardening and physical properties of the alloys of the Al–Zn–Mg–Ca system // Tsvetnye Metally. 2018. № 5. P. 69–77.

13. Шуркин П.К., Карпова Ж.А., Латыпов Р.А., Мусин А.Ф. Свойства сварных соединений сплава системы Al–Zn–Mg–Ca, легированного микродобавками циркония и скандия // Цветные металлы, 2. 2021. С. 84–92.

14. Овчинников В.В., Гуреева М.А., Манаков И.Н. Источники и механизм порообразования при сварке литейных алюминиевых сплавов. // Машиностроение и инженерное образование, 2009. № 1. С.22–30.

15. 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.-технич. журн. 2017. № 7. Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.05.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-7-7.

REFERENCES

1. Concept and metallurgical features of production of cast and worked structures / A.G. Bratukhin, E.B. Glotov, V.I. Lukin, N.S. Postnikov / Svarochnoe Proizvodstvo, 1993, no. 10. pp. 2–4.

2. Lithospheric or stamped structures made of aluminum alloys / V.N. Matsnev, E.B. Glotov, V.M. Kainov, V.I. Ryazantsev / Svarochnoe proizvodstvo, 2003, no. 4, pp. 29–34

3. Nikitina E.V., Frolov V.A. Metallurgical and technological special features of producing welded–cast structures from aluminium alloys / Tekhnologiya mashinostroeniya, 2006, no. 5, pp. 7–12.

4. Drits A.M., Ovchinnikov V.V. Properties of the welded joints of cast aluminum alloys formed by friction stir welding / Tsvetnie metalli, 2020, no. 1 (925), pp. 76–83.

5. Drits A.M., Volchenkov V.V. Welding of aluminum alloys. Thesis by publication, 2-nd ed., updated and revised, Moscow: Publishing house «Rudaimetally», 2020, 476 p.

6. Akopyan T.K., Belov N.A., Lukyanchuk A.A., et al. Effect of high-pressure torsion on the precipitation hardening in Al–Ca–La based eutectic alloy, Materials Science & Engineering A 802 (2021) 140633. IF 4.081 (Q1). DOI: 10.1016/j.msea.2020.140633.

7. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V. Design of multi-component aluminum alloy containing 2 wt % Ca and 0.1 wt % Sc for cast products. Journal of Alloys and Compounds, 2018, vol. 762, pp. 528–536. IF 4.175, Q1. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.281>.

8. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V. Phase Diagram of the Al-Ca-Fe-Si System and Its Application for the Design of Aluminum Matrix Composites. JOM, 2018, 70(11), pp. 2710-2715. IF 2.305, Q1. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2948-3>.

9. Belov N.A., Naumova E.A., Hakobyan, T.K. Eutectic alloys based on aluminum: New alloying systems. Moscow: Rudaimetalli, 2016.

10. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. Eutectic alloys based on the Al-Zn-Mg-Ca system: microstructure, phase composition and hardening. Mater. Sci. Technol, 2017, vol. 33, issue 6. pp. 656–666. DOI: 10.1080/02670836.2016.1229847.

11. Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F., Samoshina M.E. Effect of Calcium and Silicon on the Character of Solidification and Strengthening of the Al-8%Zn-3%Mg Alloy // Physics of Metals and Metallography. 2020. 121 (2). P. 135–142.

12. Shurkin P.K., Dolbachev A.P., Naumova E.A., Doroshenko V.V. Effect of iron on the

structure, hardening and physical properties of the alloys of the Al-Zn-Mg-Ca system / Tsvetnie Metalli. 2018. № 5. P. 69–77.

13. Shurkin P.K., Karpova Zh.A., Latipov R.A., Musin A.F. Properties of welded compounds of the Al-Zn-Mg-Ca system alloy doped with zirconium and scandium microadditives / Tsvetnie metally, 2. 2021, pp. 84–92.

14. Ovchinnikov V.V., Gureeva M.A., Manakov, I.N. Sources and mechanism of pore formation in foundry aluminum alloys welding. / Machine-building and Engineering Education, 2009, no. 1, pp. 22–30.

15. Skupov A.A., Panteleev M.D., Voda E.N. Structure and properties of welded joints of alloys B-1579 and B-1481 using laser welding. Proceedings of VIAM: electron. scientific and technical journal, 2017. No. 7. art. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (accessed: 30.05.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-7-7.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article.
The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 31.01.2023; одобрена после рецензирования 16.02.2023; принята к публикации 02.03.2023.

The article was submitted 31.01.2023; approved after reviewing 16.02.2023; assepted for publication 02.03.2023.

