УДК: 621.771 + 621.791/.792

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-3-46-56

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ СПЛАВА Al-Zn-Mg-Ca-Fe-Zr-Sc ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТА И СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

© 2021 г. Ж.А. Карпова^{1,2}, П.К. Шуркин¹, К.И. Сивцов², И.Н. Лаптев²

¹ Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва, Россия

² АО ГНЦ «Центр Келдыша», г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 10.12.20 г., доработана 18.02.21 г., подписана в печать 25.02.21 г.

Аннотация: Предложены технологические режимы получения деформированных полуфабрикатов (листов толщиной 2 и 1 мм) из экспериментального сплава Al-4,5%Zn-2,5%Mg-2,5%Ca-0,5%Fe-0,2%Zr-0,1%Sc, включающие термомеханическую обработку при температурах t = 400 + 450 °C и степенях деформации до 98 %, а также смягчающий отжиг при t = 350 + 400 °C в течение 1–2 ч для листового проката. Установлено, что литая структура состоит из эвтектических фаз (Al, Zn)₄Ca, Al₁₀CaFe₂, размером от 5 до 25 мкм, а также неравновесной Т-фазы Al₂Mg₃Zn₃, расположенных по границам дендритных ячеек (Al). Цирконий и скандий образуют с алюминием твердый раствор в результате кристаллизации. После горячей прокатки структура 2 мм-листов состоит из строчечно направленных изолированных интерметалидных частиц и их конгломератов размером до 40 мкм в матрице из (Al). Структура 1 мм-листов характеризуется большей дисперсностью и равномерностью строения. Анализ тонкой структуры деформированных полуфабрикатов с использованием просвечивающий электронной микроскопии показал, что размер наночастиц фазы Al₃(Zr, Sc) структурного типа Ll₂ не превышает в сечении 20 нм. В деформированных полуфабрикатах достигнут следующий уровень механических свойств: предел прочности $\sigma_{\rm B} \sim 310 \div 330~{\rm M}\Pi a$, предел текучести $\sigma_{0,2} \sim 250 \div 280~{\rm M}\Pi a$ при относительном удлинении δ ~ 4,5+7,0 %. Проведены исследования по возможности применения аргонодуговой сварки с использованием в качестве присадочного материала стандартной проволоки СвАМг5. Показано, что новый сплав не проявил склонности к образованию горячих трещин. По результатам рентгеновской томографии величина пористости в сварном шве составила 1,27 об.%. Преобладающий диаметр пор не превышал 0,2 мм. В целом достигнутые структурные и качественные параметры сварных соединений способствуют получению прочности, составляющей 75 % от показателя прочности исходных деформированных полуфабрикатов (листов), что достигается стабилизирующим отжигом при t = 350 °C в течение 3 ч.

Ключевые слова: деформационная обработка, аргонодуговая сварка, микроструктура, механические свойства, фрактография, компьютерная томография.

Карпова Ж.А. – аспирант кафедры «Обработка металлов давлением» НИТУ «МИСиС» (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 4), науч. сотр. отдела нанотехнологий АО ГНЦ «Центр Келдыша» (125438, г. Москва, Онежская ул., 8). E-mail: zkarpova2012@vandex.ru.

Шуркин П.К. – канд. техн. наук, инженер кафедры «Обработка металлов давлением» НИТУ «МИСиС». E-mail: pa.shurkin@gmail.com.

Сивцов К.И. – инженер отдела нанотехнологий АО ГНЦ «Центр Келдыша». E-mail: sivtsov.kirill@gmail.com.

Лаптев И.Н. – инженер отдела нанотехнологий АО ГНЦ «Центр Келдыша».

Для цитирования: Карпова Ж.А., Шуркин П.К., Сивцов К.И., Лаптев И.Н. Формирование структуры и технологичность сплава Al–Zn–Mg–Ca–Fe–Zr–Sc при получении горячекатаного листа и сварного соединения. Известия вузов. Цветная металлургия. 2021. Т. 27. No. 3. C. 46–56. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-3-46-56.

Structure formation and processability of the Al–Zn–Mg–Ca–Fe–Zr–Sc alloy at hot rolling and TIG welding

Zh.A. Karpova^{1,2}, P.K. Shurkin¹, K.I. Sivtsov², I.N. Laptev²

¹ National University of Science and Technology (NUST) «MISIS», Moscow, Russia

² Keldysh Research Center, Moscow, Russia

Received 10.12.2020, revised 18.02.2021, accepted for publication 25.02.2021

Abstract: Process conditions are suggested for manufacturing wrought semi-finished products (2 and 1 mm sheets) from the Al-4.5%Zn-2.5%Mg-2.5%Ca-0.5%Fe-0.2%Zr-0.1%Sc experimental alloy including thermomechanical processing at $t = 400 \pm 450$ °C and reduction

ratios up to 98 %, as well as softening annealing of the sheet metal at $t = 350 \pm 400$ °C for 1–2 hours. It was found that the as-cast structure consists of eutectic phases (Al, Zn)₄Ca, Al₁₀CaFe₂ 5 to 25 µm in size, and a Al₂Mg₃Zn₃ nonequilibrium T-phase located along the boundaries of dendritic cells (Al). Zirconium and scandium form a solid solution with aluminum as a result of solidification. After hot rolling, the structure of 2 mm sheets consists of lineage-oriented discrete intermetallic particles and their conglomerates up to 40 µm in size in the (Al) matrix. The structure of 1 mm sheets features by greater fineness and structure uniformity. The fine structure of deformed semi-finished products was analyzed using transmission electron microscopy (TEM), and this analysis showed that nanoparticles in the Al₃(Zr, Sc) phase of the Ll₂ structural type are maximum 20 nm in cross-section. The following level of mechanical properties was achieved in wrought semi-finished products: ultimate strength $\sigma_{B} \sim 310+330$ MPa, yield strength $\sigma_{0,2} \sim 250+280$ MPa with relative elongation $\delta \sim 4.5+7.0$ %. The possibility of TIG welding using standard AMg5 wire as a filler material was studied. It was shown that the new alloy demonstrated no tendency to form hot cracks. According to the results of *X*-ray tomography, the percentage of porosity in the weld was 1.27 vol.%. The prevalent pore diameter did not exceed 0.2 mm. In general, the resulting structural and qualitative parameters of weld joints contribute to obtaining a strength of 75 % of the strength index of the initial wrought semi-finished products (sheets) achieved by stabilizing annealing at t = 350 °C for 3 hours.

Keywords: rolling, TIG welding, microstructure, mechanical properties, fractography, computer tomography.

Karpova Zh.A. – postgraduate student of the Department of metal forming of National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119991, Russia, Moscow, Leninkii pr., 4), researcher of the Department of nanotechnology of Keldysh Research Center (125438, Russia, Moscow, Onezhskaya str., 8). E-mail: zkarpova2012@yandex.ru.

Shurkin P.K. - Cand. Sci. (Eng.), engineer of the Department of metal forming, NUST «MISIS». E-mail: pa.shurkin@gmail.com.

Sivtsov K.I. - engineer of the Department of nanotechnology, Keldysh Research Center. E-mail: sivtsov.kirill@gmail.com.

Laptev I.N. - engineer of the Department of nanotechnology, Keldysh Research Center.

For citation: *Karpova Zh.A., Shurkin P.K., Sivtsov K.I., Laptev I.N.* Structure formation and processability of the Al–Zn–Mg–Ca–Fe–Zr–Sc alloy at hot rolling and TIG welding. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy).* 2021. Vol. 27. No. 3. P. 46–56 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-3-46-56.

Введение

Львиная доля конструкций из алюминиевых сплавов изготавливается из деформированных полуфабрикатов, впоследствии соединенных сваркой. Несмотря на то, что в последнее время все большее распространение получают методы сварки лазером или трением с перемешиванием, именно аргонодуговая сварка (АрДЭС) остается незаменимой технологией оперативного ремонта и соединения относительно несложных конструкций. Однако из-за сложности контроля процесса формирования шва среди множества алюминиевых сплавов широко используются сплавы систем Al-Mg (магналии, присадочные материалы типа СвАМг5) и Al-Si (силумины, присадочные материалы типа СвАК5).

Вышеуказанные системы представляют собой основу большинства литейных сплавов, которые ввиду относительно малого интервала кристаллизации не склонны к образованию горячих трещин. Что касается деформированных полуфабрикатов, то магналии нашли большее применение благодаря достижению структуры типа твердый раствор после гомогенизации, которая проводится по двухступенчатому режиму при температурах до 530 °C [1—3]. Сварка магналиев проволокой аналогичного состава приводит к равнопрочности с основным металлом, однако предел текучести часто не превышает 200 МПа [1]. Повышение ресурса

прочности удалось реализовать в магналиях типа 1565ч, легированных Mn, Zn, Cu, Cr, Zr. Несмотря на возможность достижения высокой прочности (например, $\sigma_{0,2} > 300$ МПа в нагартованных листах), в них ограничена примесь Fe < 0,3 % [4, 5], что вынуждает использовать высокочистые шихтовые материалы при плавке. Данное ограничение не позволяет в полной мере реализовать важное преимущество алюминиевых сплавов в части рециклинга.

Новым развитием деформируемых свариваемых сплавов может стать разработка принципиально новых сплавов на основе кальцийсодержащих эвтектик [6-10]. Аналогично силуминам на основе эвтектики (Al) + (Si), которые эффективно обрабатываются давлением и получаются в виде сварочной проволоки, сплавы на основе эвтектики (Al) + Al_4Ca способны подвергаться деформации со степенью обжатия до 95 % [6, 7]. Более того, кальций обладает низкой плотностью (1,55 г/см³) и эффективен при повышении стойкости к питтинговой коррозии [11]. Важно отметить, что кальций позволяет связать железо и кремний в тройные соединения (Al₁₀CaFe₂ [12], Al₂CaSi₂ [13, 14]), что обосновывает потенциал разработки новых вторичных сплавов.

В настоящей работе кальций используется как добавка к матричному сплаву Al—Zn—Mg. Указан-

ная система является основой наиболее прочных алюминиевых сплавов, которые, однако, известны крайне низкой технологичностью при сварке (из-за образования горячих трещин). Максимум горячеломкости лежит вблизи концентрационной границы появления неравновесных эвтектик и приходится на 7 % цинка при содержании магния 2,5 % в алюминиевых сплавах. Существуют свариваемые сплавы типа 1915 (Zn + Mg < 6%), применяющиеся вместо магналиев в относительно нагруженных конструкциях. Присутствие в экспериментальном сплаве 4,5 % Zn и 2,4 % Mg обеспечивает упрочнение твердого раствора аналогично сплаву 1915 (сплав является самозакаливаемым). Отличительной особенностью Al-Zn-Mg-сплавов является возможность получения пересыщенного твердого раствора при кристаллизации сварного шва [1]. Реализация этого эффекта была предусмотрена в кальцийсодержащем сплаве, изученном в данной работе.

До настоящей работы основные исследования были выполнены применительно к сплавам системы Al-Zn-Mg-Ca, упрочняемым закалкой и старением и содержащим Zn + Mg < 10 % [6—10]. В работе [9] сплав A1-9%Zn-2,5%Mg-4%Ca после 80 % деформации имел временное сопротивление выше 580 МПа. Указанные свойства были достигнуты несмотря на то, что цинк растворяется в фазе $(Al, Zn)_4Ca$, снижая эффект упрочнения. Следует отметить, что кальций, по сравнению с кремнием, при аналогичных концентрациях в сплаве, способствует формированию намного большей объемной доли второй фазы, а сама эвтектика в литой структуре гораздо более дисперсная без применения модифицирования [6]. Резюмируя, вклад в упрочнение нового сплава будет вносить не только матрица Al-Zn-Mg, но и дисперсные кальцийсодержащие алюминиды.

Известной проблемой сварки плавлением алюминиевых сплавов является значительное разупрочнение зоны термического влияния (ЗТВ). Для предупреждения данного эффекта в новом сплаве также были использованы добавки скандия и циркония, которые являются известными элементами антирекристаллизаторами и способствуют выделению упрочняющих частиц фазы L12 после стабилизирующего отжига или предполагаемого нагрева ЗТВ. Вдобавок, эти элементы способствуют уменьшению горячеломкости при сварке [15—17], а также применяются в сплавах, упрочняемых без необходимости закалки [18—20]. Таким образом, на основании вышеуказанных данных и определенных соображений было выбрано следующее содержание легирующих компонентов:

 4,5 % Zn и 2,5 % Мg для вклада в прочностные свойства за счет твердорастворного упрочнения;

— 2,5 % Садля обеспечения формирования дисперсной эвтектики, образование которой должно обеспечить высокую свариваемость и связывание железа в фазу компактной морфологии;

-0,2 % Zr и 0,1 % Sc для достижения упрочнения за счет формирования когерентных наночастиц фазы L1₂;

— 0,4 % Fe для возможности использования в качестве шихтовых материалов алюминия технической чистоты.

Настоящая работа направлена на развитие научных знаний в области новых высокотехнологичных алюминиевых сплавов на основе кальцийсодержащих эвтектик. Сплав на основе системы Al—Zn—Mg—Ca—Fe—Zr—Sc был исследован с точки зрения технологичности при деформационной обработке, а также последующей аргонодуговой сварке. Основной акцент был сделан на обоснование формирующейся структуры и механических свойств.

Материал и методика исследований

Методика получения сплава

Сплав Al-4,5%Zn-2,5%Mg-2,5%Ca-0,5%Fe-0,2%Zr-0,1%Sc [21] исследовали с точки зрения технологичности, а именно обрабатываемости давлением и свариваемости дугой в среде аргона. При плавке и литье сплавов, содержащих Zr и Sc, необходимо обеспечить усвоение этих элементов и их устойчивость в жидком алюминиевом растворе. В противном случае возможно образование первичных кристаллов фазы Al₃(Zr, Sc), что может ограничить ожидаемый эффект упрочнения за счет выделений фазы типа L1₂. Плавку проводили в электрической печи сопротивления «Nabertherm К 1/13» (Nabertherm, Германия) при температуре t = 800 °C с использованием в качестве шихтовых материалов чистых металлов и лигатур. В частности, после расплавления первичного алюминия марки А7 (ГОСТ 11069-2019) последовательно вводили лигатуры Al-15%Zr, Al-2%Sc, Al-10%Fe, Al-15%Ca, а затем цинк Ц0А (ГОСТ 3640-94) и магний Мг90 (ГОСТ 804-93). Перед вводом каждого материала снимали шлак.

Металловедение и термическая обработка

После ввода перемешивали титановой палочкой до достижения полного растворения, что контролировалось ощупыванием дна тигля. После расплавления материалов проводили выдержку 15 мин, снимали шлак и заливали графитовую форму $180 \times 140 \times 40$ мм. Температура литья составляла 750 °C, скорость охлаждения при затвердевании слитка — 30 К/с, что было определено расчетным способом [22] согласно зависимости размера дендритной ячейки от скорости охлаждения. Химический состав экспериментального сплава AlZnMgCaFeZrSc, согласно результатам спектрального анализа, представлен ниже, мас.%:

| Zn4,5 | Sc0,09 |
|--------|---------|
| Mg2,4 | Si0,10 |
| Ca 2,5 | Fe0,49 |
| Zr0,20 | А1 Осн. |

Методика получения деформированных полуфабрикатов

Перед прокаткой слитки подвергали предварительному нагреву до t = 450 °C в электрической печи SNOL 8,2/1100 (АО «UMEGA», департамент SNOL, Литва) с точностью поддержания этой температуры ± 5 °C и ее выдержкой в течение 5 ч. Нагретый слиток подвергали продольной прокатке на двухвалковом стане ДУО-210 (ВНИИМЕТМАШ, СССР). Было проведено 11 проходов по схеме 40—37—33—28—23,5—19—15—12—8,4—6,0—3,9—2,0 мм. Степень обжатия относительно исходного слитка составила 95 %. Полученный 2-миллиметровый листовой прокат после горячей прокатки (ГП) подвергали дополнительной прокатке до толщины 1 мм при t = 400 °C.

Методика получения сварных соединений

Перед сваркой проводили предварительную подготовку поверхности пластин и торцевой поверхности кромок способом их зачистки угловой шлифовальной машиной МАКІТА (Makita, Япония), оборудованной металлической щеткой типа «чашка» диаметром 100 мм с нержавеющей проволокой диаметром 0,5 мм. Толщина снятого слоя составляла ~0,1 мм. Присадочный материал зачищали наждачной бумагой и обезжиривали ацетоном. Сварку выполняли ручным аргонодуговым способом TIG с помощью сварочного аппарата EWM Tetrix 270 AC/DC (EWM, Германия) при токе дуги 100—110 А, примерной скорости сварки 18 см/мин и расходе аргона 6 л/мин. Соединяли по две карточки длиной 200 мм и шириной 100 мм, вырезанные из горячекатаных листов экспериментального сплава. В качестве присадки использовали стандартную проволоку СвАМг5 диаметром 2 мм. Стабилизирующий отжиг проводили при t = 350 °C с выдержкой в течение 3 ч в электрической печи SNOL 8,2/1100.

Методика изучения экспериментальных образцов

Металлографический анализ литой и деформированной структуры, а также фрактографический анализ разрывных образцов осуществляли с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA3 (СЭМ, TESCAN, Чехия), который укомплектован системой локального микроанализа (MPCA, Oxford Instruments, Великобритания) и программным обеспечением Aztec. Анализ тонкой структуры проводили посредством просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM 1400 (ПЭМ, JEOL, Япония).

Качество сварных соединений оценивали с использованием визуального анализа поверхности и рентгеновской компьютерной томографии.

Испытания на одноосное растяжение листов выполняли по ГОСТ 1497-84, а сварных соединений — согласно ГОСТ 6996-66. Были подготовлены плоские образцы размером 10×150 мм, вырезанные перпендикулярно направлению сварки (рис. 1). Испытания на растяжение проводили на



Рис. 1. Схема вырезки образцов для механических испытаний

Fig. 1. Diagram of sample cutting for mechanical tests

универсальной испытательной машине Zwick/ Roell Z250 (Zwick GmbH & Co. KG, Германия). Определяли значения предела прочности ($\sigma_{\rm B}$), условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительного удлинения (δ).

Результаты и их обсуждение

Фазовый состав и литая структура

Изучение фазового состава и литой структуры крайне важно с точки зрения оценки технологичности сплава при прокатке и последующей аргонодуговой сварке. Эти параметры определяются прежде всего химическим составом сплава и характером его кристаллизации.

Кальций совместно с железом обеспечивают формирование ряда эвтектических реакций с образованием фаз (Al, Zn)₄Ca, Al₁₀CaFe₂, а цинк с магнием — неравновесной T-фазы (Al₂Mg₃Zn₃) [13, 14]. Наличие эвтектики позволяет избежать появления кристаллизационных трещин при сварке. С одной стороны, присутствие в структуре хрупких кальцийсодержащих алюминидов может привести к низкой технологичности при прокатке. С другой стороны, хорошая деформационная способность может быть достигнута при относительно компактной форме этих алюминидов, как это реализовано, например, в высокопрочных никалинах AZ6NF [23], где компактные частицы фазы Al₉FeNi не препятствуют деформации.

Сплав в литом состоянии имеет гетерогенную дендритную структуру, в которой конгломераты интерметаллидов светлого цвета различной морфологии (~30 об.%, эвтектические скелеты и компактные частицы) и размером от 5 до 25 мкм расположены по границам дендритных ячеек (Al) размером ~25 мкм (рис. 2). В структуре не обнаружено включений игольчатой фазы Al₃Fe, поэтому кальций и железо, вероятнее всего, связаны в тройную фазу Al₁₀CaFe₂. Выбранная технология плавки и литья позволила обеспечить растворение Zr и Sc в (Al) в результате кристаллизации, о чем свидетельствуют отсутствие первичных интер-



Рис. 2. Микроструктура сплава AlZnMgCaFeZrSc в литом состоянии (СЭМ)

Fig. 2. As-cast AlZnMgCaFeZrSc alloy microstructure (SEM)

металлидов фазы Al₃(Zr, Sc) и результаты MPCA (табл. 1) твердого раствора (Al). Из данных MPCA следует, что Zn распределяется между (Al) и эвтектическими включениями (Al, Zn)₄Ca и T в количестве 2 и 11 мас.% (5,3 ат.%) соответственно. В то же время магний не образует фаз с кальцием и распределяется в одинаковом количестве (~1,7 и ~1,5 мас.%) между (Al) и неравновесной эвтектикой.

Предварительно, по совокупности параметров литой структуры, которая характеризуется малой насыщенностью матрицы и дисперсностью эвтектических включений, можно полагать, что сплав способен иметь высокую деформационную способность при горячей прокатке, что, тем не менее, требует экспериментального подтверждения.

Технологичность сплава при прокатке

В данной работе под технологичностью при прокатке подразумевается возможность получения деформированного полуфабриката при заданных условиях и степенях обжатия без его разрушения. При этом важной характеристикой также являются уровень механических свойств и каче-

Таблица 1. Химический состав структурных составляющих, определенный по результатам MPCA (мас.%) Table 1. Chemical composition of structural components determined based on electron microprobe analysis results (wt.%)

| Фаза | Mg | Al | Ca | Sc | Fe | Zn | Zr |
|-----------|------|-------|-------|------|------|-------|------|
| Эвтектика | 1,69 | 73,49 | 11,35 | 0,00 | 2,16 | 11,01 | 0,00 |
| (Al) | 1,51 | 96,19 | 0,04 | 0,16 | 0,06 | 1,77 | 0,30 |

ство структуры (наличие дефектов, конгломератов частиц). Следует принять во внимание, что предварительный нагрев слитка по режиму 450 °С направлен на снятие литейных напряжений, устранение дендритной ликвации и растворение неравновесной Т-фазы. Таким образом, в процессе горячей прокатки на технологическую пластичность влияют прежде всего нерастворимые Са-содержащие интерметаллиды.

По результатам эксперимента был успешно получен листовой прокат, не содержащий макродефектов (выпуклостей или трещин), что было обусловлено как технологическим режимом прокатки, так и отсутствием в структуре слитка концентраторов напряжений, в частности грубых иглообразных включений. Деформированная структура наследует литую по количеству интерметаллидов, но их форма меняется: исходные эвтектические скелеты в литой структуре (см. рис. 2) разбиваются на отдельные изолированные частицы, которые располагаются строчечно в направлении прокатки (рис. 3). Встречаются также конгломераты частиц с максимальным линейным размером 40 мкм в направлении прокатки. В целом в структуре 2 мм-листов не выявлены дефекты, а сама структура отличается достаточно равномерным распределением включений, что должно положительно сказаться на свойствах. За счет более высокой степени обжатия полученные 1 мм-листы характеризуются более проработанной структурой (рис. 3, б), интерметаллидная фаза здесь еще более дисперсна и равномерна.

Согласно результатам механических испытаний, представленным в табл. 2, в горячедеформированном состоянии (в случае толщин 2 и 1 мм) сплав обладает относительно невысокой пластичностью и повышенной прочностью, что является следствием нагартовки металла. Последующий отжиг листов способствует частичному снятию наклепа, что приводит к снижению прочности (в первую очередь предела текучести) и повышению пластичности.

В частности, после отжига листов толщиной 2 мм по режиму t = 400 °C, $\tau = 1$ ч предел текучести снижается на ~20 %, при этом преимущество в относительном удлинении составляет более 2 раз. Сочетание механических свойств оказалось даже лучше при более низкотемпературном отжиге при t = 350 °C, $\tau = 2$ ч. Как можно видеть, в этом случае уменьшение предела текучести составляет всего 16 %, при этом наблюдается преимущество в удлинении до 3 раз. Полученный результат требует более тщательных исследований и может быть объяснен перераспределением компонент текстур прокатки и рекристаллизации, а также предпочтительным выделением вторичных кристаллов стабильной фазы Al₃(Zr, Sc) по границам зерен после высокотемпературного отжига (400 °C), что было подтверждено данными просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (рис. 4). Помимо прочего, вклад, вероятно, вносит твердорастворное упрочнение, так как Zn и Mg в процессе нагрева растворяются в (Al), а их относительно малое количество позволяет реализовать эффект са-



Рис. 3. Структура листа экспериментального сплава толщиной 2 мм(a) и 1 мм(b) после горячей прокатки **Fig. 3.** Structure of 2 mm(a) and 1 mm(b) thick experimental alloy sheet after hot rolling

мозакаливания на воздухе, аналогично эффекту, происходящему в сплавах типа 1915.

Как можно видеть из табл. 2, дополнительная горячая прокатка 2 мм-листов до толщины 1 мм приводит к достижению повышенной прочности при относительно невысокой пластичности (предел текучести 1 мм-листов увеличивается на 11 %, а пластичность снижается практически вдвое по сравнению с листами 2 мм). Отжиг 1 мм-листов позволяет получить более сбалансированный уровень механических свойств: предел прочности не менее 320 МПа, предел текучести не менее 260 МПа и относительное удлинение не менее 4,5 %.

Таблица 2. Механические свойства листов экспериментального сплава после различных термомеханических обработок

Table 2. Mechanical properties of experimental alloy sheets after various termomechanical treatments

| Толщина листа, мм | Состояние | σ _в , МПа | σ _{0,2} , МПа | δ, % |
|----------------------|--------------------------|-------------------------|---------------------------|---------|
| 2 | ГП | 355 | 320 | 2,5 |
| 2 | ГП + отжиг (400 °С, 1 ч) | 310 | 250 | 5,8 |
| 2 | ГП + отжиг (350 °С, 2 ч) | 330 | 270 | 6,9 |
| 1 | ГП | 365 | 355 | 1,3 |
| 1 | ГП + отжиг (400 °С, 1 ч) | 325 | 265 | 5,2 |
| 1 | ГП + отжиг (350 °С, 2 ч) | 330 | 275 | 4,5 |



Рис. 4. Тонкая структура исследуемого сплава после прокатки при t = 400 °C (ПЭМ)

Fig. 4. Structure of the studied alloy after rolling at t = 400 °C (TEM)

Следует отметить, что помимо деформационного упрочнения вклад в механические свойства вносят дисперсоиды фазы с цирконием и скандием, которые формируются при нагреве перед прокаткой и достаточно стабильны при последующем маршруте термомеханической обработки. Анализ тонкой структуры сплава с использованием ПЭМ показал, что размер наночастиц фазы $Al_3(Zr, Sc)$ структурного типа $L1_2$, формирование которых происходит в процессе высокотемпературного нагрева и последующей деформационной обработки, не превышает в сечении 20 нм (рис. 4). Сами частицы на фотографиях ПЭМ обладают характерным для когерентных частиц контрастом типа «кофейных зерен».

Технологичность сплава при аргонодуговой сварке

Основными дефектами сварных швов являются непровары, горячие и холодные трещины, оксидные включения, пористость. Под технологичностью сплава понимается возможность применения аргонодуговой сварки. При этом визуальным анализом, механическими испытаниями, методами фрактографии и рентгеновской томографии оценивается качество сварных швов. Понятие «технологичность сплава при сварке» тесно связано с понятием «свариваемость сплава». Известны пробы для оценки свариваемости типа «рыбий скелет» и валиковой пробы МВТУ им. Баумана [1]. Однако данная работа посвящена качественной, а не количественной оценке параметра технологичности.

При испытаниях на одноосное растяжение все образцы разрушились по зоне сплавления (рис. 5). Из табл. 3 видно, что коэффициент прочности сварного шва достигает 72 % в исходном состоянии и 75 % после отжига при t = 350 °C, $\tau = 3$ ч. Средние отклонения пределов прочности и текучести в табл. 2 и 3 не превышают 10 МПа, среднее отклонение относительного удлинения не превышает 1 %.

На изломах нет таких грубых дефектов, как непровары и трещины. Изломы образцов свидетельствуют о прохождении хрупко-вязкого разрушения (см. рис. 5). Ямки среднего размера оконтурены гребнями отрыва и отличаются от более мелких ямок, расположенных на некоторых пологих склонах еще более крупных ямок. Изломы характеризуются сферической рассеянной пористостью, которая образуется в период охлаждения и кристаллизации. Избыточная пористость может быть связана как с существенным перегревом сварочной ванны [24], так и с избытком содержания магния, который снижает плотность защитной пленки на поверхности сварочной ванны.

С помощью компьютерной томографии можно видеть, что сварной шов поражен пористостью (рис. 6). Большая часть пор сосредоточена в верхнем слое шва, что говорит о их кристаллизационном происхождении. Видно, что поры закрытого типа, несквозные. При этом поры распределены равномерно в верхней части шва, что не должно сильно снижать показатели угла загиба сварного соединения, как это было бы при сосредоточении пор по краям шва. Из рис. 6 видно, что преобладающий диаметр пор не превышает 0,2 мм. Пористость в сварном шве составляет 1,27 об.%. Согласно [1], наличие в металле шва пустот объемом до 0,25 % практически не влияет на статическую прочность. Уменьшение прочности наблюдается при пористости свыше 0,5 об.%. Так как поры имеют шаровидную форму, то они как концентраторы напряжений влияют на прочность сварной конструкции меньше, чем трещины. Но повышенная пористость может снижать общую коррозионную стойкость соединения и содействовать развитию питтинговой коррозии, а также уменьшать усталостную прочность соединения. Такие технологические и металлургические приемы, как тщательная очистка свариваемых кромок основного металла и поверхности проволоки, применение проволоки большего диаметра или использование импульсно-дуговой сварки, ускорение движения сварочной ванны либо, наоборот, увеличение продолжительности существования сварочной



Рис. 5. Фрактограммы разрывных образцов при различных увеличениях Fig. 5. Fracture patterns of tensile samples at various magnifications

Таблица 3. Механические свойства сварных соединений

Table 3. Mechanical properties of welded joints

| Сплав | Присадочный материал | Состояние | σ _{0,2} , МПа | σ _в , МПа | δ, % | $[\sigma_{\rm B}^{\rm CB} \cdot 100/\sigma_{\rm B}^{\rm och}], \\ \%$ |
|----------------------|-------------------------|---|---------------------------|-------------------------|---------|---|
| Al Zn Ma Ca Ea Zn Sa | СвАМг5 | После сварки | 150 | 240 | 2,7 | 72,4 |
| AI-Zn-Mg-Ca-Fe-Zr-Sc | | Отожженное | 175 | 245 | 2,3 | 74,8 |
| | Св1557 | Т1 + сварка | _ | 245 | - | 68,1 |
| 1915 [1] | | Т + сварка + +искусственное старение | _ | 280 | - | _ |
| AMr6 [1] | СвАМг6 | Отожженный ОМ после сварки | 153 | 358 | 18,6 | 99,1 |
| | | Нагартованный ОМ после сварки | _ | 359 | - | 78,2 |
| 1565 (1565ч) [1] | СвАМг5 | Отожженный ОМ после сварки | 125 | 330 | 18,8 | 98,4 |
| | | Нагартованный ОМ после сварки | _ | 392 | _ | 87,0 |

Примечание. $\sigma_{\rm B}^{\rm cB}$ – временное сопротивление сварного соединения; $\sigma_{\rm B}^{\rm och}$ – временное сопротивление деформированного полуфабриката из основного металла; Т – закаленное состояние; Т1 – закаленное и искусственно состаренное состояние; ОМ – основной металл.





Рис. 6. Томограмма (*a*), томографические срезы сварного шва (*б*) и распределение пор в сварном шве (*в*)

Fig. 6. Welded joint tomogram (a), tomographic slices (δ) and pore distribution in welded joint (a)

ванны и др., не всегда удается применить и не всегда достигается необходимый эффект. Поэтому более предпочтительно использование проволоки состава, близкого к основному металлу, что несомненно требует экспериментального подтверждения.

Выводы

1. Исследован сплав Al—4,5%Zn—2,5%Mg— 2,5%Ca—0,5%Fe—0,2%Zr—0,1%Sc, содержащий в литой структуре эвтектические фазы (Al, Zn)₄Ca, Al₁₀CaFe₂, Al₂Mg₃Zn₃ размером от 5 до 25 мкм, расположенные по границам дендритных ячеек (Al).

2. Сплав обладает высокой технологичностью при обработке давлением. Получены листы со степенью деформации до 98 % относительно исходного слитка. Структура листов состоит из строчечно направленных изолированных интерметалидных частиц и их конгломератов размером до 40 мкм в матрице из (Al). После отжига (t = 350 °C, $\tau = 2$ ч) листы имеют предел прочности на растяжение не менее 330 МПа, предел текучести не менее 270 МПа и относительное удлинение не менее 4,5 %.

3. Сплав обладает удовлетворительной свариваемостью плавлением. Предел текучести сварного соединения после отжига увеличивается на 14 % со 150 до 175 МПа, а временное сопротивление — на 3 % с 240 до 245 МПа.

4. По результатам рентгеновской томографии процент пористости в сварном шве составил 1,27 об.%. Для улучшения свойств сварного шва рекомендуется разработка сварочной проволоки оригинального состава, близкого к исследуемому сплаву.

Литература/References

- Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. М.: Руда и металлы, 2017. Drits A.M., Ovchinnikov V.V. Aluminium alloys welding. Moscow: Ruda i metally, 2017 (In Russ.).
- Sheppard T. Extrusion of aluminium alloys. Springer US, 1999. DOI: 10.1007/978-1-4757-3001-2.
- Кайгородова Л.И., Замятин В.М., Попов В.И. Влияние условий гомогенизации на структуру и свойства сплава Al-Mg. Физика металлов и металловедение. 2004. No. 4. C. 75-82.

Kaigorodova L.I., Zamyatin V.M., Popov V.I. Influence of homogenization conditions on the structure and proper-

ties of the Al–Mg alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2004. No. 4. P. 75–82 (In Russ.).

- Kishchik M.S., Mikhailovskaya A.V., Levchenko V.S., Kotov A.D., Drits A.M., Portnoy V.K. Formation of finegrained structure and superplasticity in commercial aluminum alloy 1565ch. Met. Sci. Heat Treat. 2017. Vol. 58. P. 543—547. DOI: 10.1007/s11041-017-0051-y.
- Дриц А.М., Овчинников В.В. Свойства сварных соединений листов сплава 1565ч в сочетании с другими алюминиевыми сплавами. Цвет. металлы. 2013. No. 11. C. 84—90.

Drits A.M., Ovchinnikov V.V. Properties of welded joints of 1565h alloy sheets in combination with other aluminum alloys. *Tsvetnye metally.* 2013. No. 11. P. 84–90 (In Russ.).

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

Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. Eutectic alloys based on aluminum: new alloying systems. Moscow: Ruda i metally, 2016 (In Russ.).

- 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.
- Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. Effect of calcium on structure, phase composition and hardening of Al—Zn—Mg alloys containing up to 12 wt.% Zn. *Mater. Res.* 2015. Vol. 18. Iss. 6. P. 1384–1391. DOI: 10.1590/1516-1439.036415.
- Naumova E.A., Belov N.A., Bazlova T.A. Effect of heat treatment on structure and strengthening of cast eutectic aluminum alloy Al₉Zn₄Ca₃Mg. *Met. Sci. Heat Treat.* 2015. Vol. 57. Iss. 5–6. P. 274–280. DOI: 10.1007/s11041-015-9874-6.
- Naumova E.A. Use of calcium in alloys: From modifying to alloying. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2018. Vol. 59. No. 3. P. 284–298. DOI: doi.org/10.3103/S1067821218030100.
- Volkova O.V., Dub A.V., Rakoch A.G., Gladkova A.A., Samoshina M.E. Comparison of the tendency to pitting corrosion of casting of Al₆Ca, Al₁Fe, and Al₆Ca₁Fe experimental alloys and AK12M2 industrial alloy. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2017. Vol. 58. Iss. 6. P. 644–648. DOI: 10.3103/S1067821217060153.
- Белов Н.А., Наумова Е.А., Илюхин В.Д., Дорошенко В.В. Структура и механические свойства отливок сплава Al—6%Ca—%Fe, полученных литьем под давлением. Цвет. металлы. 2017. No. 3. C. 69—75. DOI: 10.17580/tsm.2017.03.11.

Belov N.A., Naumova E.A., Ilyukhin V.D., Doroshenko V.V. Structure and mechanical properties of Al–6%Ca–%Fe alloy castings obtained by injection molding. *Tsvetnye metally*. 2017. No. 3. P. 69–75 (In Russ.).

- Belov N.A., Akopyan T.K., Mishurov S.S., Korotkova N.O. Effect of Fe and Si on the microstructure and phase composition of the aluminium-calcium eutectic alloys. *Non-Ferr. Met.* 2017. No. 2. P. 37–42. DOI: 10.17580/ nfm.2017.02.07.
- 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. *Phys. Met. Metallogr.* 2020. Vol. 121. P. 135—142. DOI: 10.1134/S0031918X20020155.
- Huang X., Pan Q., Li B., Yin Z., Liu Z., Huang Z. Effect of minor Sc on microstructure and mechanical properties of Al—Zn—Mg—Zr alloy metal—inert gas welds. J. Alloys Compd. 2015. Vol. 629. P. 197—207. DOI: 10.1016/ j.jallcom.2014.11.227.
- Deng Y., Peng B., Xu G., Pan Q., Yin Z., Ye R., Wang Y., Lu L. Effects of Sc and Zr on mechanical property and microstructure of tungsten inert gas and friction stir welded aerospace high strength Al—Zn—Mg alloys. *Mater.* Sci. Eng. A. 2015. Vol. 639. P. 500—513. DOI: 10.1016/j. msea.2015.05.052.
- Lei X., Deng Y., Yin Z., Xu G., Peng Y. Microstructure and properties of TIG/FSW welded joints of a new Al—Zn— Mg—Sc—Zr alloy. J. Mater. Eng. Perform. 2013. Vol. 22. Iss. 9. P. 2723–2729. DOI: 10.1007/s11665-013-0577-0.
- Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva I.A. Optimization of phase composition of Al—Cu—Mn—Zr—Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching. JALCOM. 2014. Vol. 583. P. 206— 213. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.202.
- Акопян Т.К., Летягин Н.В., Дорошенко В.В. Алюмоматричные композиционные сплавы на основе системы Al-Ca-Ni-Ce, упрочняемые наночасти-

цами фазы L1₂ без использования закалки. Цвет. металлы. 2018. No. 12. C. 56—62. DOI: 10.17580/ tsm.2018.12.08.

Akopyan T.K., Letyagin N.V., Doroshenko V.V. Aluminummatrix composite alloys based on the Al–Ca–Ni–Ce system, hardened by Ll₂ phase nanoparticles without quenching. *Tsvetnye metally.* 2018. No. 12. P. 56–62 (In Russ.).

- Akopyan T.K., Belov N.A., Naumova E.A., Letyagin N.V., Sviridova T.A. Al-matrix composite based on Al– Ca–Ni–La system additionally reinforced by Ll₂ type nanoparticles. Trans. Nonfer. Met. Soc. China. 2020. Vol. 30. Iss. 4. P. 850–862. DOI: 10.1016/S1003-6326(20)65259-1.
- Акопян Т.К., Белов Н.А., Латыпов Р.А., Шуркин П.К., Карпова Ж.А. Деформируемый свариваемый алюминиево-кальциевый сплав: Пат. 2716568 (РФ). 2020.

Akopyan T.K., Belov N.A., Latypov R.A., Shurkin P.K., Karpova Zh.A. Deformable weldable aluminum-calcium alloy: Pat. 2716568 (RF). 2020 (In Russ.).

- Glazoff M.V., Khvan A.V., Zolotorevsky V.S., Belov N.A., Dinsdale A.T. Casting aluminum alloys. 2nd ed.: Their physical and mechanical metallurgy. Butterworth-Heinemann, 2018. DOI: 10.1016/B978-0-12-811805-4.00003-1.
- ГОСТ 4784-2019. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. GOST 4784-2019. Aluminium and aluminium alloys are deformable. Stamps (In Russ.).
- Samiuddin M., Li J.L., Taimoor M., Siddiqui M.N., Siddiqui S.U., Xiong J.T. Investigation on the process parameters of TIG-welded aluminum alloy through mechanical and microstructural characterization. *Defence Technol.* 2020. DOI: 10.1016/j.dt.2020.06.012.