

РАЗДЕЛ 2. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК 669.715 721 793 296.004.12

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.02.012

СВАРКА В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ СПЛАВА Zn-22 % Al В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Миннаул Хидиятович Мухаметрахимов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Степана Халтурина, 39, 450001, Уфа, Россия
msia@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5079-7420>

Аннотация. Предложен новый метод сварки давлением цилиндрических заготовок в твердом состоянии из алюминий-цинкового сплава Zn-22 % Al в вакууме при температуре 250 °С в условиях низкотемпературной сверхпластичности. Ультрамелкозернистую равноосную структуру со средним размером обеих фаз получали путем отжига в печи при температуре 350 °С с последующей закалкой в воде. В результате такой обработки образуются стабильные ультрамелкие зерна около 0,65 мкм с однородным распределением зерен Zn и Al. При сварке давлением заготовок большой высоты на боковой поверхности свариваемых материалов появляется бочкообразность. Показано, что подбор различных пресс-форм для сварки давлением цилиндрических заготовок создает возможность влиять на развитие локального течения и обеспечивать наиболее выгодные условия деформирования путем оптимизации затрат энергии на деформацию в зоне сварного соединения. В результате нагрева и осадки происходит совместная сверхпластическая деформация и основная деформация локализуется в области формирования твердофазного соединения, при этом большая часть заготовок слабо деформируется. Оксидные пленки на соединяемых поверхностях разрушаются в результате выдавливания и удаляются за счет сверхпластической деформации в радиальных направлениях и появляется новый слой без оксида на поверхности свариваемых заготовок. Твердофазное соединение образуется вследствие возникновения металлических связей между ювенильными контактирующими поверхностями свариваемых заготовок. Механические испытания на растяжения показали, что прочность сварных соединений составила 90-95% от предела прочности основного материала.

Ключевые слова: ультрамелкозернистая структура, алюминий-цинковый Zn-22 % Al сплав, низкотемпературная сверхпластичность, твердофазное соединение, сварка давлением, механические свойства.

Благодарности: Работа выполнялась в рамках государственной программы фундаментальных исследований ИПСМ РАН, № 122011900474-5.

Для цитирования: Мухаметрахимов М.Х. Сварка в твердом состоянии сплава Zn-22 % Al в условиях низкотемпературной сверхпластичности // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20, № 2. С. 254–261. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.02.012.

Original article

WELDING THE SOLID STATE OF Zn-22 % Al ALLOY UNDER IN LOW-TEMPERATURE SUPERPLASTICITY CONDITIONS

Minnaul Kh. Mukhametrakhimov

Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences, Khalturina Str., 39, Ufa, 450001, Russia
msia@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5079-7420>

Abstract. The new approach to solid state pressure welding of aluminum-zinc alloy Zn-22 % Al in vacuum at a temperature of 250 °C under conditions of low-temperature superplasticity is proposed. An ultrafine equiaxial struc-

ture with an average size of both phases was obtained by annealing in an oven at 350 °C followed by quenching in water. This treatment produces stable ultrafine grains of about 0.65 μm with a uniform distribution of Zn and Al grains. When welding high-height billets with pressure, barrel-like properties appear on the side surface of welded materials. It is shown that the sizing of the mold for pressure welding of cylindrical billets makes it possible to influence development of local flow and to provide the most favorable conditions of deformation by optimizing energy consumption for deformation in zone of welded joint. As a result of heating and precipitation, a joint superplastic deformation occurs and the main deformation is localized in the region of formation of the solid-phase joint, while most of the blanks are slightly deformed. Oxide films on the surfaces to be joined are broken by extrusion and removed by superplastic deformation in radial directions and a new oxide-free layer appears on the surface of the workpieces to be welded. The welded is formed due to the occurrence of metal bonds between the juvenile contacting surfaces of the welded workpieces. Mechanical tensile tests showed that the strength of the solid phase joints was 90-95% of the ultimate strength of the base material.

Keywords: ultrafine grained structure, aluminum-zinc Zn-22 % Al alloy, low temperature superplasticity, solid-phase joint, pressure welding, mechanical properties.

Acknowledgements: The work was carried out within the framework of the state programs of fundamental research IPSM RAS, No. 122011900474-5.

For citation: Mukhametrakhimov, M. Kh. (2023). Welding the solid state of Zn-22 % Al alloy under in low-temperature superplasticity conditions. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 20(2), 254–261. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.02.012.

Введение

В настоящее время алюминий и его сплавы используются практически во всех областях современной техники благодаря их низкой плотностью и высокой удельной прочности. Важнейшие потребители алюминия и его сплавов: авиационная и автомобильная отрасли промышленности, электротехническая промышленность и приборостроение, машиностроение и производство предметов народного потребления [1-3]. Для алюминия и его сплавов применяются практически все промышленные способы сварки плавлением: аргонодуговая сварка, лазерная сварка, плазменная сварка и другие виды сварки [4,5]. Однако технология сварки алюминия и его сплавов очень сложная; необходимо учесть много разных факторов и особенностей материала, чтобы выполнить сварочные работы на высоком уровне.

Основным недостатком сварки плавлением является неравномерное введение тепла в соединяемые детали. При получении различных конструкций сваркой плавлением возникает сложность в разнице температур, необходимых для расплавления оксидной верхней пленки и сварки самого металла. Это приводит к литой структуре расплава и затвердевшего металла сварного шва. Переход через границу расплава к основному металлу сопровождается изменениями механических свойств. Наряду со структурными различиями, вопросы сварки также включают остаточные напряжения, деформации сварки и пористость сварного шва [6]. В

значительной степени эти проблемы встречаются при сварке алюминиевых конструкций. Сильный перегрев зоны стыка и высокий коэффициент расширения алюминия вызывают значительную усадку металла сварного шва при его затвердевании, что приводит к высоким остаточным деформациям [7]. Высокая растворимость газов в расплавленном алюминиевом материале увеличивает вероятность образования газовых пор во время кристаллизации [8]. Оксидная пленка, образованная на твердом материале и Al_2O_3 , образованном при сварке, имеет температуру плавления выше температуры плавления алюминия и нерастворима в жидком алюминии, предотвращает сплавление металла сварного шва с основным металлом и образует неметаллические включения в сварной шов [9]. Тем не менее, популярность различных технологий сварки алюминия и его сплавов не снижается. Использование различных сплавов алюминия позволяет создавать очень прочные и надежные конструкции. В связи с этим, исследования, направленные на изучение алюминиевых сплавов и на совершенствование режимов их обработки, следует считать актуальными.

Двойные сплавы системы алюминий-цинк Al-Zn отличаются рядом свойств, благодаря которым их целесообразно применять в свариваемых конструкциях. [10-12].

Система Al-Zn характеризуется наличием широкой области твердых растворов на основе алюминия. Цинк является одним из основных легирующих элементов алюминиевых сплавов

(как Cu, Mg). С введением цинка в алюминий повышается вязкость расплава. Сплавы Al–Zn относятся к группе термически упрочняемых, но эффект упрочнения невелик. Эти сплавы обладают тонкой структурой непосредственно в результате фазового превращения. Характерным примером таких сплавов может служить эвтектоидный сплав Al–Zn: закалка из однофазной области (с температур выше 275 °С) дает равноосную двухфазную структуру с величиной зерна приблизительно 0,5 мкм.

В 1945 г. А.А. Бочвар и З.А. Свидерская открыли явление сверх пластичности сплава Zn-22 % Al, что дало возможность разработать ряд сверх пластичных сплавов Zn–Al и это явление А.А. Бочвар предложил назвать сверхпластичностью (СП), что стало общепринятым термином в мировой литературе и эвтектоидный сплав Zn-22 % Al признан высокопластичным материалом при обычных испытаниях [13-15]. Микроструктурный интерметаллид TiAl (сверхструктура $L1_0$) со средним размером зерен 8 мкм как показали авторы [16, 17] проявляет эффект СП при 1025 °С, а уменьшение среднего размера зерен до 0,4 мкм позволяет продемонстрировать оптимальные сверхпластические свойства уже при 850 °С.

В пионерской работе [18] впервые было показано, что уменьшение на порядок среднего размера зерен в алюминиевом сплаве АМг6 с 4 мкм до 0,3 мкм приводит к резкому понижению температуры проявления СП с 420 °С до 220 °С. СП сплава при пониженной температуре, вызванное уменьшением размера зерен, авторами [19] было названо «низкотемпературной СП». Проявление «низкотемпературной СП» оказалось характерным и для других кристаллических материалов.

Таким образом, замеченная исследователями [13-19] закономерность проявления «низкотемпературной СП» при переходе материалов в субмикро- и наноструктурное состояние представляется несомненно универсальной и весьма перспективной для практического использования в технологии машиностроения при изготовлении разнообразных изделий.

В настоящей работе изучены микроструктура и механические свойства после сварки в твердом состоянии эвтектоидного классического двухфазного алюминиево-цинкового сплава Zn-22 % Al в условиях низкотемпературной СП.

Материал и методика исследования

В качестве модельного материала был выбран классический алюминиево-цинковый сплав Zn-22 % Al в виде прутка диаметром 45 мм и высотой 50 мм.

Ультрамелкозернистую (УМЗ) равноосную структуру со средним размером обеих фаз получили путем отжига в воздушной печи при температуре 350 °С в течение 3 часа с последующей закалкой в воде. В результате такой обработки образуются стабильные ультрамелкие зерна размерами около 0,65 мкм с однородным распределением зерен Zn и Al.

Сварку цилиндрических заготовок в твердом состоянии осуществляли в специальной пресс-форме в лабораторной вакуумной камере при температуре 250 °С при оптимальных температурно-скоростных условиях деформации (со скоростью деформации $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$). Глубина вакуума в процессе эксперимента была не меньше $P=2,0 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$.

Из полученных сварных заготовок вырезали образцы для металлографических исследований и образцы на растяжения. Для выявления α и β -зерен фаз полированную поверхность образцов подвергали электролитическому травлению с помощью источника постоянного тока напряжением 60 V в электролите следующего состава: в 10 %-ном спиртовом растворе хлорной кислоты при плавном охлаждении до температуры жидкого азота – $T=196 \text{ К}$.

Средний размер зерен определяли методом секущих [20].

Металлографические и фрактографические исследования проводили с помощью сканирующего растрового электронного микроскопа (РЭМ) «TESCAN MIRA3 LMU» по относительной объемной доле (протяженности) пор в поперечном сечении зоны соединения.

Двухступенчатые угольные прицельные реплики получили путем термического испарения спектрально-чистого углерода на подготовленную поверхность в условиях высокого вакуума на установке ВУП-4 при остаточном давлении около $1,33 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$ [21, 22]. Полученные прицельные реплики исследовали на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-2000 EX при ускоряющем напряжении 160 кВ.

Механические испытания проводили по схеме «растяжение» при комнатной температу-

ре и скорости деформирования 1 мм/мин на универсальном динамометре «INSTRON-1185».

Механические свойства при растяжении измеряли на образцах диаметром 5 мм и длиной рабочей части 20 мм. Поверхность соединения ориентировали перпендикулярно оси растяжения в центральной части образца.

Результаты и их обсуждение

Известно, что при сварке давлением цилиндрических заготовок большой высоты на боковой поверхности свариваемых материалов появляется бочкообразность и зона локализации деформации распространяется на весь объем свариваемых заготовок [23]. При этом наличие оксидного слоя на поверхности свариваемых заготовок препятствует образованию физического контакта. При малых степенях деформации толстый оксидный слой не разрушается и заготовки не свариваются.

Для получения качественного твердофазного соединения (ТФС) поверхности свариваемых

поверхности заготовок необходимо очистить от оксидных пленок и торцы их плотно пригнать друг к другу. Для обеспечения лучшего контакта и более эффективного атомного взаимодействия в зоне ТФС требуются большие степени деформации.

Для удаления оксидного слоя из зоны свариваемых поверхностей и локализации деформации в зоне сварного соединения цилиндрических заготовок использовали специальные пресс-формы.

Подбирая различные пресс-формы для ТФС смогли создать возможность влиять на развитие локального течения и обеспечивать наиболее выгодные условия деформирования путем оптимизации затрат энергии на деформацию, при этом большая часть заготовок либо деформировались (рис.1).

На рис.1 представлены основные этапы процесса моделирования свариваемых заготовок.

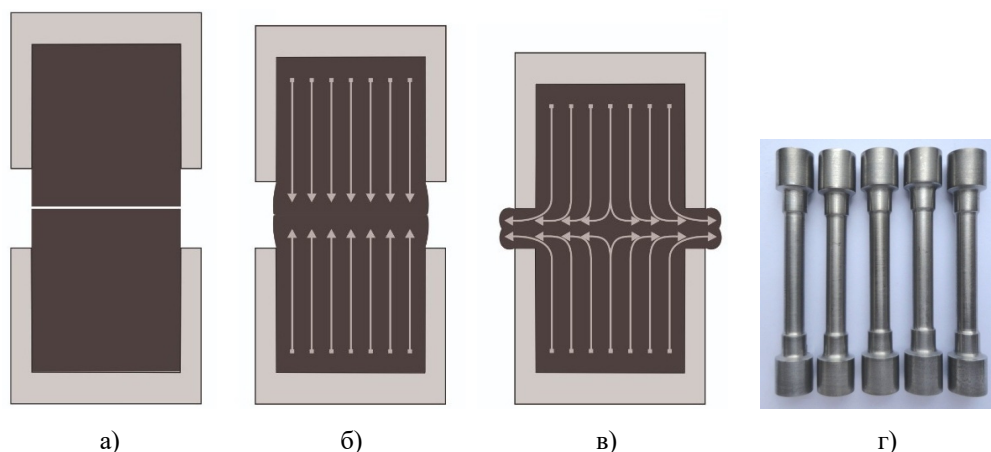


Рис.1. Основные этапы процесса моделирования свариваемых заготовок: форма заготовки после 1-го (а), 2-го (б) и 3-го (в) этапа и образцы, вырезанные из сварных заготовок (г)

Fig.1. The main stages of the process of modeling welded workpieces: the shape of the workpiece after the 1st (a), 2nd (b) and 3rd (c) stages and samples cut from welded workpieces (d)

В результате нагрева и осадки происходит совместная сверхпластическая деформация и основная деформация локализуется в области формирования ТФС.

При этом сварочное давление, применяемое при способах сварки без расплавления материалов, способствует разрушению и удалению окисных плёнок и загрязнений на поверхности свариваемых заготовок, сближению свариваемых поверхностей до физического контакта и эффективного атомного взаимодей-

ствия, обеспечению активации свариваемых поверхностей для протекания диффузионного обмена между двумя ювенильными контактирующими поверхностями и формированию общих зерен.

Таким образом, при сварке давлением в условиях низкотемпературной СП видна определяющая роль деформации при формировании ТФС и предложена схема образования ТФС, которая делится на три этапа:

I этап – образование физического контакта путем сближения соединяемых поверхностей под действием приложенной силы, которые разделяет тонкая оксидная пленка толщиной порядка 20-25 нм;

II этап – разрушение оксидной пленки и залечивание микропор вследствие деформации путем зернограницного проскальзывания (ЗГП), которое приводит к выдавливанию ок-

сидной пленки и активизации диффузионных процессов;

III этап – исчезновение плоской поверхности раздела и формирование произвольных границ зерен в зоне твердофазного соединения за счет развития ЗГП.

На рис.2 представлена микроструктура ТФС сплава Zn-22 % Al и фрактограмма поверхности разрушения после механического испытания на растяжение.

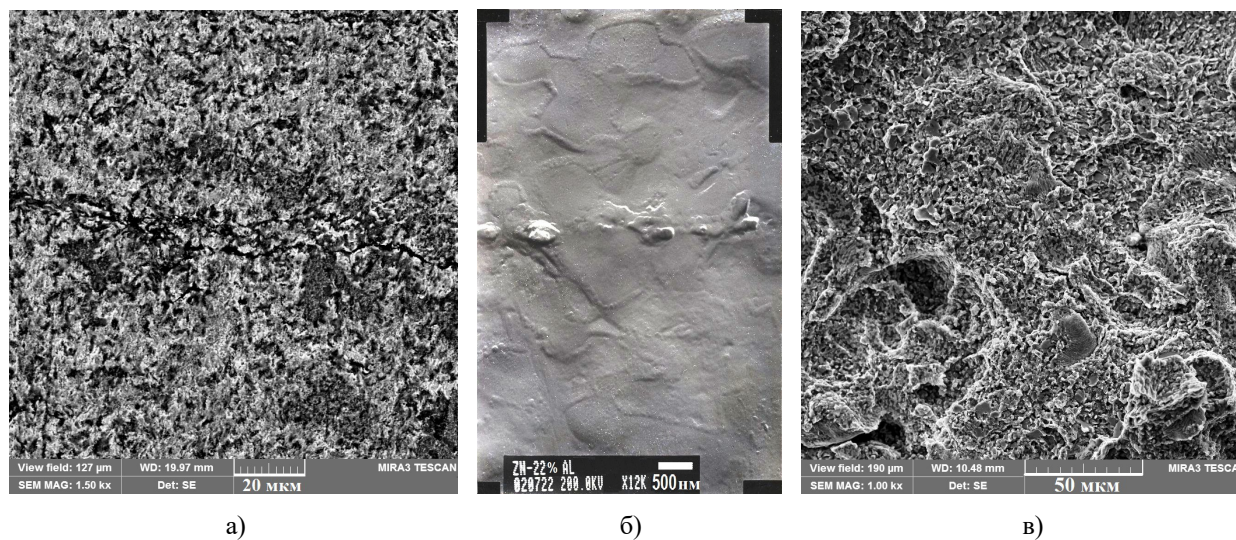


Рис.2. Микроструктура ТФС (а), двухступенчатая угольная прицельная реплика (б) и фрактограмма поверхности разрушения после механического испытания сплава Zn-22 % Al (в). (а) и (в) – РЭМ, (б) – ПЭМ
Fig.2. TFS microstructure (a), two-stage carbon aiming replica (b) and fracture surface fractogram after mechanical testing of the Zn-22 % Al alloy (c). (a) and (c) SEM, (b) TEM

Микроструктурный анализ сварных соединений показал, что в зоне ТФС отсутствуют характерные дефекты, и граница раздела практически не выявляется (рис.2а). Видны радиальные линии локализации пластической деформации в зоне сварного соединения и в центре заготовки из-за доминирующего эффекта сильного пластического потока отсутствует оксидная пленка. Только при больших увеличениях (рис.2б) по контуру сваренных заготовок видны следы разрушения и разбитые на фрагменты

различной формы оксидная пленка размером 0,5-1,0 мкм. Зона ТФС имеет мелкозернистую структуру и средний размер зерна не превышает до 1 мкм.

Суммарная протяженность пор относительно протяженности границы раздела от 5 до 10 %.

Результаты проведенных механических испытаний на растяжение при комнатной температуре представлены в таблице 1.

Таблица 1. Показатели прочности ТФС сплава Zn-22 % Al

Table 1. Strength indicators of TFS alloy Zn-22 % Al

Материал	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
Образцы-свидетели	90,5	78,9	68,2
Образцы из центральной части	85,2	8,5	21,5
Образцы из краевой части	81,3	4,6	10,7

Результаты механических испытаний на растяжение показали, что образцы имеют раз-

личные значения прочности (таблица 1). При этом образцы, вырезанные из центральной час-

ти заготовок, характеризуется более высокими значениями прочности и достигает до уровня 85,2 МПа. Показательно, что при испытаниях на растяжения образцы, вырезанные из краевой части заготовок, показали меньшую прочность и составила 81,3 МПа. У всех испытанных сварных образцов формирование шейки практически не наблюдалось, что подтверждается малым значением относительного сужения. Тем не менее, прочность ТФС в целом составила 90-95 % от предела прочности основного материала.

Анализ изломов в центральной части сваренных образцов показал, что излом практически вязкий, следы хрупкого разрушения почти отсутствуют, поверхность излома матовая и имеет волокнистое строение с характерными ямками. А в краевой части образцов структурные составляющие более мелкодисперсные и разрушение хрупкое и в некоторых участках видны следы оксидных пленок (рис.2в). Остатки частиц оксидов на границе раздела образцов, наряду с пористостью, является одним из факторов, приводящим к снижению прочности ТФС и разрушению по границе раздела.

Для сварки давлением в условиях низкотемпературной СП необходимо скорректировать режим сварки. Отличие заключается в существенном повышении прикладываемой силы для соединения заготовок. Сварочного давления в диапазоне $(0,7-0,9)\sigma_T$ уже не достаточно в зоне ТФС, чтобы обеспечить качественное соединение. Чем ниже температура сварки давлением, тем выше должно быть сварочное давление в зоне локализации деформации относительно σ_T алюминиево-цинкового сплава Zn-22 % Al.

Выводы

1. Предложен новый метод сварки давлением в твердом состоянии алюминиево-цинкового сплава Zn-22 % Al в вакууме при температуре 250 °С в условиях низкотемпературной СП.

2. Экспериментально показана возможность получения ТФС цилиндрических заготовок из сплава Zn-22 % Al в твердом состоянии при оптимальных температурно-скоростных условиях деформации (со скоростью деформации $1,0 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$). Для локализации деформации в зоне твердофазного соединения использовали специальные пресс-формы.

3. Микроструктурный анализ твердофазных соединений показал, что в зоне ТФС отсутствуют характерные дефекты, и граница раздела практически не выявляется. Только по контуру сваренных заготовок видны следы разрушения и остатки оксидных пленок размером 0,5-1,0 мкм.

4. Механические испытания на растяжения показали, что прочность ТФС в целом составила 90-95% от предела прочности основного материала.

Список литературы

1. Колобнев И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1966. 394 с.
2. Рабинович М.Х. Термомеханическая обработка алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1973. 273 с.
3. Квасов Ф.И., Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы. Справочное руководство. М.: Металлургия, 1972. 552 с.
4. Toshihiko Fukuda Weldability of 7000 series aluminium alloy materials // *Welding International*. 2012. V. 26, N. 4. P. 256–269.
5. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. М.: ИД «Руда и Металлы», 2017. 440 с.
6. Sundukov S.K., Nigmatzyanov R.I., Fatyukhin D.S. Structure of the weld formed during the application of ultrasonic vibrations // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2022. V. 2021, Is. 3. P. 1667–1672.
7. Bhadeshia H.K.D.H. Problems in the welding of automotive alloys // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2015. V. 20, N 6. P. 451–452.
8. Рабкин Д.М., Лозовская А.В., Склабинская И.Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов. Научная думка, 1992. 160 с.
9. Xiao R., Zhang X. Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys // *Journal of Manufacturing Processes*. 2014. V. 16, 2. P. 166–175.
10. Polmear I.J. Light alloys – from traditional alloys to nanocrystals. Fourth Edition. Australia, Melbourne: Monash University, 2006. 421 p.
11. Belov N., Naumova E., Akopyan T. Eutectic alloys based on the Al–Zn–Mg–Ca system: microstructure, phase composition and hardening

// *Materials Science and Technology*. 2017. V. 33, N 6. P. 656–666.

12. 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 // *Materials Research*. 2015. V. 18, Is. 6. P. 1384–1391.

13. Бочвар А.А. О разных механизмах пластичности в металлических системах // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. № 11. С. 27–28.

14. Бочвар А.А., Свицерская З.А. Явление сверхпластичности в сплавах цинка с алюминием // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. № 11. С. 26–27.

15. Uesugi T., Takigawa Y., Kawasaki M., Higashi K. Achieving room-temperature superplasticity in an ultrafine-grained Zn-22 % Al alloy // *Letters on materials*. 2015. V. 5, N 3. P. 269–275.

16. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. *Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications*. New York, USA: John Wiley & Sons Inc., 2014. 456 p.

17. Valiev R.Z., Krasilnikov N.A., Tsenev N.K. Plastic deformation of alloys with submicron-grained structure // *Mater. Sci. Eng. A*. 1991. V. 137. P. 35–40.

18. Валиев Р.З., Кайбышев О.А., Кузнецов Р.И., Мусалимов Р.Ш., Ценев Н.К. Низкотемпературная сверхпластичность металлических материалов // *Доклады АН СССР*. 1988. Т. 301, № 4. С. 864–866.

19. Imayev R.M., Imayev V.M. Mechanical behavior of the submicrocrystalline intermetallic TiAl compound at elevated temperatures // *Scr. Met.* 1991. V. 25. P. 2041–2046.

20. Салтыков С.А. *Стереометрическая металлография*. М. *Металлургия*, 1976. 271 с.

21. Пилянкевич А.Н. *Практика электронной микроскопии. Методы препарирования*. Киев: Машгиз, 1961. 175 с.

22. Смирнова А.В., Кокорин Г.А., Полонская С.М. и др. *Электронная микроскопия*. Справочник. М.: *Металлургия*, 1985. 195 с.

23. Пресняков А.А. *Локализация пластической деформации*. М.: *Машиностроение*, 1983. 56 с.

Информация об авторах

М. Х. Мухаметрахимов – кандидат технических наук, научный сотрудник Института проблем сверхпластичности металлов РАН.

References

1. Kolobnev, I. F. (1966). *Termicheskaya obrabotka alyuminiyevykh splavov*. M. *Metallurgiya*. P. 394. (In Russ.).

2. Rabinovich, M. X. (1973) *Termomekhanicheskaya obrabotka alyuminiyevykh splavov*. M. *Metallurgiya*. P. 273. (In Russ.).

3. Kvasov, F. I. & Fridlyander, I. N. (1972). *Alyuminiyevyye splavy. Promyshlennyye deformiruyemye, spechennyye i liteynyye alyuminiyevyye splavy. Spravochnoye rukovodstvo*. M. *Metallurgiya*. P. 552. (In Russ.).

4. Toshihiko, Fukuda (2012). Weldability of 7000 series aluminium alloy materials. *Welding International*, 4(26), 256–269.

5. Drits, A. M. & Ovchinnikov, V. V. (2017). *Svarka alyuminiyevykh splavov*. M. ID «Ruda i Metally». P. 440. (In Russ.).

6. Sundukov, S. K., Nigmatzyanov, R. I. & Fatyukhin, D. S. (2022). Structure of the weld formed during the application of ultrasonic vibrations. *Russian Metallurgy (Metally)*, 3(2021), 1667–1672.

7. Bhadeshia, H. K. D. H. (2015). Problems in the welding of automotive alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 6(20), 451–452.

8. Rabkin, D. M., Lozovskaya, A. V. & Sklabinskaya, I. E. (1992). *Metallovedeniye svarki alyuminiya i yego splavov*. Naukova dumka. P. 160. (In Russ.).

9. Xiao, R. & Zhang, X. (2014). Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys. *Journal of Manufacturing Processes*, 2(16), 166–175.

10. Polmear, I. J. (2006). *Light alloys – from traditional alloys to nanocrystals*. Fourth Edition. Australia, Melbourne. Monash University. P. 421.

11. Belov, N., Naumova, E. & Akopyan, T. (2017). Eutectic alloys based on the Al–Zn–Mg–Ca system: microstructure, phase composition and hardening. *Materials Science and Technology*, 6(33), 656–666.

12. Belov, N. A., Naumova, E. A. & Akopyan, T. K. (2015). Effect of calcium on structure, phase composition and hardening of Al–Zn–Mg alloys containing up to 12 wt. % Zn. *Materials Research*, 6(18), 1384–1391.

13. Bochvar, A. A. (2002). O raznykh mekhanizmax plastichnosti v metallicheskih sistemakh. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 11, 27–28. (In Russ.).

14. Bochvar, A. A. & Sviderskaya, Z. A. (2002). Yavleniye sverkhplastichnosti v splavakh tsinka s alyuminiyem. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 11, 26–27. (In Russ.).
15. Uesugi, T., Takigawa, Y., Kawasaki, M. & Higashi, K. (2015). Achieving room-temperature superplasticity in an ultrafine-grained Zn-22 % Al alloy. *Letters on materials*, 3(5), 269–275.
16. Valiev, R. Z., Zhilyaev, A. P. & Langdon, T. G. (2014). Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. New York. USA. John Wiley & Sons Inc. P. 456.
17. Valiev, R. Z., Krasilnikov, N. A. & Tsenev, N. K. (1991). Plastic deformation of alloys with submicron-grained structure. *Mater. Sci. Eng. A.*, (137), 35–40.
18. Valiyev, R. Z., Kaybyshev, O. A., Kuznetsov, R. I., Musalimov, R. S. H. & Tsenev, N. K. (1988). Nizkotemperaturnaya sverkhplastichnost' metallicheskikh materialov. *Doklady AN SSSR*, 4(301), 864–866. (In Russ.).
19. Imayev, R. M. & Imayev, V. M. (1991). Mechanical behavior of the submicrocrystalline intermetallic TiAl compound at elevated temperatures. *Scr. Met.*, (25), 2041–2046.
20. Saltykov, S. A. (1976). Stereometricheskaya metallografiya. M. Metallurgiya. P. 271. (In Russ.).
21. Pilyankevich, A. N. (1961). Praktika elektronnoy mikroskopii. Metody preparirovaniya. Kiyev. Mashgiz. P. 175. (In Russ.).
22. Smirnova, A.V., Kokorin, G. A. & Polonskaya, S. M. i dr. (1985). Elektronnaya mikroskopiya. Spravochnik. M. Metallurgiya. P. 195. (In Russ.).
23. Presnyakov, A. A. (1983). Lokalizatsiya plasticheskoy deformatsii. M. Mashinostroyeniye. P. 56. (In Russ.).

Information about the authors

M. Kh. Mukhametrakhimov – Candidate of Technical Sciences, Researcher, Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 16.03.2023; одобрена после рецензирования 27.03.2023; принята к публикации 06.04.2023.

The article was received by the editorial board on 16 Mar. 23; approved after reviewing 27 Mar. 23; accepted for publication 06 Apr. 23.