

**EFFECT OF SOLUTION TREATMENT TEMPERATURE  
ON THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF 2055 ALUMINIUM ALLOY**

*Diana Yunusovna Yuzbekova <sup>a</sup>, Ivan Sergeevich Zuiko,  
Anna Igorevna Bodyakova, Rustam Oskarovich Kaibyshev*

Belgorod National Research University, 85 Pobedy St., 308015, Belgorod, Russia

<sup>a</sup> yuzbekova@bsu.edu.ru

---

**ABSTRACT**

The effect of solution temperature on the microstructure and properties of modern Al-Cu-Li alloy (AA2055) was investigated. The strength of the alloy decreased with increasing the solution temperature. According to the results of SEM-investigations, optical metallography, as well as an X-ray phase diffraction, this trend is associated with the dissolution of the Al<sub>2</sub>Cu and Al<sub>2</sub>CuLi phases, as well as the recrystallization. The good balance of properties was achieved by solutionized at a temperature of 510 °C: the yield strength, ultimate tensile strength, elongation-to-failure and hardness were 138 MPa, 319 MPa, 28% and 82 HV, respectively. Increasing the solution temperature from 500 to 540 °C leads to a drop in electrical conductivity from 22.7% IACS to 21.5% IACS. A significant drop in strength and electrical conductivity was observed after solution treatment at a temperature of 540 °C. This phenomenon is associated with intensive recrystallisation of the grains and formation of pores due to overburning.

**KEYWORDS**

Al-Cu-Li alloy; solid solution treatment; mechanical properties; microstructure.

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОБРАБОТКИ НА ТВЕРДЫЙ РАСТВОР  
НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 2055**

*Диана Юнусовна Юзбекова <sup>a</sup>, Иван Сергеевич Зуйко,  
Анна Игоревна Бодякова, Рустам Оскарович Кайбышев*

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, 308015, Россия, Белгород, ул. Победы, 85

<sup>a</sup> yuzbekova@bsu.edu.ru

---

**АННОТАЦИЯ**

В работе исследовано влияние температуры обработки на твердый раствор на микроструктуру и физико-механические свойства современного Al-Cu-Li сплава (AA2055). При постоянном времени выдержки с ростом температуры закалки прочностные показатели сплава снижаются. Согласно результатам микроструктурного анализа данных, полученных с помощью оптиче-

ской и растровой микроскопии, а также рентгенофазового анализа, такая тенденция связана с растворением  $Al_2Cu$  и  $Al_2CuLi$ -фаз, а также явлением рекристаллизации. Наилучшее сочетание свойств было достигнуто на образцах, закаленных с температуры  $510\text{ }^\circ\text{C}$ : условный предел текучести, временное сопротивление разрушению, относительное удлинение до разрушения и твердость составили 138 МПа, 319 МПа, 28% и 82 HV, соответственно. Повышение температуры обработки на твердый раствор с 500 до  $540\text{ }^\circ\text{C}$  приводит к падению электрической проводимости с 22,7% IACS до 21,5% IACS. Наиболее сильное падение прочности и электрической проводимости было выявлено после закалки с температуры  $540\text{ }^\circ\text{C}$ , что связано с интенсивной рекристаллизацией сплава и образованием пор вследствие пережога.

## КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Al-Cu-Li сплав; обработка на твердый раствор; механические свойства; микроструктура.

### Введение

Разработанные в конце 1990-х годов сплавы системы Al-Cu-Li третьего поколения характеризуются превосходным комплексом свойств. Их низкая плотность, высокий модуль упругости, хорошая термическая стабильность, а также высокие коррозионные свойства и превосходное соотношение прочности и вязкости делают данные сплавы перспективными для авиационной и космической промышленности [1–3].

Одним из основных легирующих элементов сплавов данной системы является литий, который обеспечивает одновременно низкую плотность и высокую жесткость [4]. Другой важной добавкой является медь. Добавление Cu приводит к выделению таких упрочняющих фаз, как  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ),  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) и  $S'$  ( $Al_2CuMg$ ) [5, 6], при этом наиболее распространенной считается фаза  $T_1$  [7, 8]. Ее выделению способствует добавление небольшого количества Mg, Ag и Zn [9, 10], при этом небольшие добавки Ag (<0,5%) также способствуют упрочнению и термической стабильности. Кроме того, многие сплавы этой системы дополнительно легируются Sc или Zr, что приводит к выделению вторичных частиц  $Al_3Sc$  и  $Al_3Zr$ , которые замедляют рекристаллизацию во время обработки на твердый раствор, а также способствуют улучшению механических свойств сплава за счет дисперсионного упрочнения [11]. В целом наличие в сплаве двух легких элементов (Li и Mg) и элементов, обеспечивающих выделение до-

полнительных упрочняющих фаз (Cu, Zr, Sc, Mn и другие) способствует улучшению свойств сплава и снижению веса [1, 2].

Сплавы системы Al-Cu-Li относятся к группе термически упрочняемых, и, соответственно, дисперсионное упрочнение обеспечивает основной вклад в повышение их прочностных свойств. Актуальность исследования этих сплавов подтверждается растущим количеством работ, которые сосредоточены на исследовании механических свойств в зависимости от термомеханической обработки [8, 12–14]. Предварительная обработка перед старением, в частности промежуточная пластическая деформация, может улучшить свойства Al-Cu-Li сплавов, за счет формирования благоприятных гетерогенных центров зародышеобразования (прежде всего, дислокаций) для выделения основной упрочняющей фазы –  $T_1$  [8, 13]. Растворение фаз с увеличением концентрации легирующего элемента в алюминиевой матрице при обработке на твердый раствор также способствует последующему выделению упрочняющих фаз при старении. В частности, такое наблюдение было отмечено при исследовании влияния двухстадийной обработки на твердый раствор на микроструктуру и механические свойства сплавов системы Al-Cu-Li [12], однако первым шагом термической обработки перед старением чаще является стандартная (одноступенчатая) обработка на твердый раствор.

Во время обработки на твердый раствор сплав подвергается воздействию высокой

температуры (нагрев в однофазную область), выдержке при данной температуре до максимального растворения избыточной фазы и резкому охлаждению для фиксации пересыщенного твердого раствора. Изменение температуры и времени выдержки обработки оказывают значительное влияние на микроструктуру и механические свойства сплавов системы Al-Cu-Li [14]. Выбор температуры для проведения обработки на твердый раствор является важной задачей, поскольку для достижения максимального упрочняющего эффекта во время старения необходимо добиться максимально полного растворения фаз [11, 15]. Другим важным моментом является наличие легкоплавких эвтектик в данных сплавах, что следует учитывать при выборе оптимального режима обработки на твердый раствор. Правильный выбор температуры исключает риск плавления неравновесных эвтектических структур (пережога), что способствует сдерживанию возникновения пустот/трещин и увеличению сопротивления распространению трещин, улучшая при этом прочность сплавов [2, 16, 17]. Кроме того, неизбежная рекристаллизация Al-Cu-Li сплавов при высоких температурах приводит к снижению вязкости разрушения [18, 19], и, следовательно, закалку следует проводить с температур, исключая процесс образования и интенсивного роста новых зерен. Следует отметить, что анализ микроструктуры, обработанной на твердый раствор, имеет первостепенное значение, поскольку данная обработка подготавливает сплав к старению – процессу, непосредственно связанному с конечными характеристиками сплавов системы Al-Cu-Li.

Проведение комплексного исследования механических свойств на растяжение, твердости, электрической проводимости и анализа микроструктуры позволит определить оптимальные параметры обработки на твердый раствор и предоставит необходимую информацию для дальнейшего изучения сплава AA2055 системы Al-Cu-Li. Таким образом, целью настоящей работы является исследова-

ние влияния температуры обработки на твердый раствор на микроструктуру и физико-механические свойства сплава AA2055, а также установление взаимосвязи между эволюцией микроструктуры и свойствами сплава.

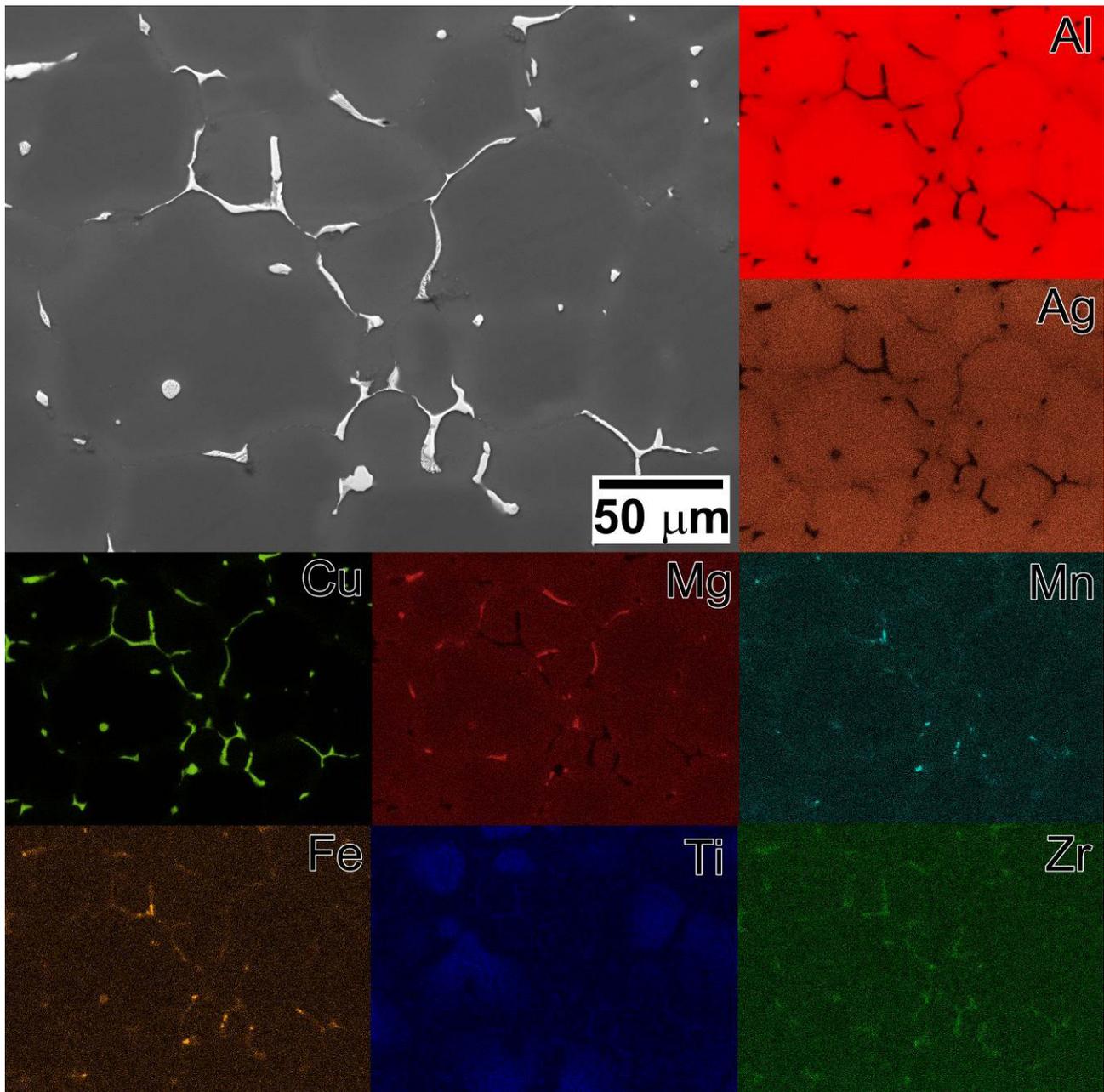
## 1. Материал и методики исследования

Сплав AA2055 с регламентируемым разрабатчиком Alcoa химическим составом (типичный состав Al-3,7Cu-1,15Li-0,5Zn-0,45Ag-0,4Mg-0,3Mn-0,1Zr, вес.%) был изготовлен методом полунепрерывного литья. Отливка сплава осуществлялась на базе НИУ «БелГУ».

Микроструктура литого сплава состоит из дендридных зерен, а также интерметаллидных соединений, расположенных преимущественно вдоль их границ (рис. 1). Согласно распределению элементов, полученному с помощью энергодисперсионной спектроскопии, данные фазы обогащены Cu, а также содержат Mg, Mn, Fe, Zr. Распределение Li невозможно установить из-за его низкого атомного числа. Таким образом, фазами на границах дендридных зерен в литом сплаве могут служить  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ),  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) и  $Al_3Zr$  [2]. Стоит отметить неравномерное распределение титана в объеме материала. Из рис. 1 установлено, что скопление титана, как правило, сосредоточены внутри дендридных зерен.

Полученный слиток подвергли двухступенчатому гомогенизационному отжигу для устранения явления сегрегации и выравнивания химического состава по объему материала. Двухступенчатая гомогенизация позволила ограничить время выдержки при высокой температуре, сохраняя тем самым сплав от пережога. Гомогенизированный слиток подвергли горячей осадке и прокатке при температуре 460 °C до суммарной истинной степени деформации ~1,0.

Обработка на твердый раствор проводилась при температурах 500 °C, 510 °C, 520 °C, 530 °C и 540 °C с выдержкой при указанных температурах в течении 1 часа и последующей закалкой в холодную воду.



**Рис. 1.** Микроструктура сплава AA2055 в литом состоянии и распределение элементов, входящих в состав сплава

**Fig. 1.** Microstructure of the AA2055 alloy in the cast state and the distribution of elements included in the alloy

Твердость образцов измеряли методом Виккерса на микротвердомере Digital Vickers Hardness Tester XHVT-50Z под нагрузкой 2000 г со временем выдержки 15 с. Для каждого состояния было выполнено 12 измерений. Электрическую проводимость при комнатной температуре оценивали с помощью вихретокового измерителя Константа К-6. Значение электрической проводимости

представляет собой процент проводимости материала относительно электрической проводимости отожженной меди (% IACS). Для определения механических свойств на растяжение были вырезаны плоские образцы с длиной рабочей части 16 мм и площадью поперечного сечения  $1,5 \times 3 \text{ мм}^2$ . Для каждого состояния было испытано не менее 3-х образцов. Испытания на одноосное растяжение

проводили на универсальной испытательной машине Instron 5882 при комнатной температуре и начальной скорости деформации  $1,3 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Микроструктурные исследования проводили с помощью оптического микроскопа Olympus GX71 и растрового электронного микроскопа (РЭМ) Quanta 600 FEI, оснащенного анализатором картины дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) и приставкой для энергодисперсионного (ЭДС) анализа. Поверхность образцов для микроструктурных исследований была подготовлена с помощью виброполировальной машины VibroMet 2 Buehler. Структуру сплава выявляли путем травления стандартным раствором Келлера. Долю рекристаллизованных зерен и средний размер зерен оценивали методом случайных секущих.

Фазовый анализ проводился рентгеновским методом с помощью дифрактометра Rigaku Ultima IV с излучением  $\text{CuK}\alpha$ . Съемка образцов осуществлялась в диапазоне углов рассеяния  $2\theta$  от  $15^\circ$  до  $50^\circ$  с шагом  $0,5^\circ$ . Диапазон брэгговских углов выбран на основании ожидания пиков в определенных позициях. Данные о равновесном фазовом составе были получены методом математического моделирования с помощью программного обеспечения Thermo-Calc с использованием базы данных TCAL8.

## 2. Результаты и обсуждение

*Термодинамический анализ.* Результаты анализа равновесного фазового состава исследуемого сплава, полученные с использованием программного обеспечения Thermo-Calc, представлены температурной зависимостью объемной доли фаз (рис. 2). Фаза  $\text{Al}_3\text{Zr}$  сохраняется во всем анализируемом интервале температур от  $400^\circ\text{C}$  до  $600^\circ\text{C}$ ; ее объемная доля уменьшается незначительно с увеличением температуры (от  $0,17\%$  до  $0,03\%$ ). При температуре  $445^\circ\text{C}$  можно ожидать растворение частиц  $\text{Al}_6\text{Mn}$  с одновременным выделением фазы  $\text{Al}_{28}\text{Cu}_4\text{Mn}$  объемной долей  $0,5\%$ , наличие которой согласно анализу сохраняется до  $560^\circ\text{C}$ . Метод моде-

лирования также предсказывает выделение фаз  $T_1$  ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ) и  $T_B$  ( $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Li}$ ); существование данных равновесных фаз возможно до температур  $450^\circ\text{C}$  и  $510^\circ\text{C}$ , соответственно. Образование жидкой фазы начинается при температуре выше  $515^\circ\text{C}$ .

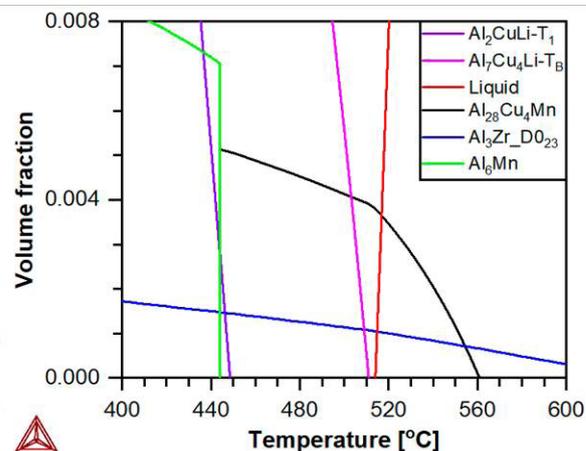


Рис. 2. Равновесная фазовая диаграмма сплава AA2055

Fig. 2. Equilibrium phase diagram of AA2055 alloy

*Физико-механические свойства.* Кривые деформации сплава AA2055 после обработки на твердый раствор с различных температур, приведены на рис. 3, а. Значения условного предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ), временного сопротивления разрушению ( $\sigma_B$ ), относительного удлинения после разрушения образцов ( $\delta$ ) и твердости приведены в табл. 1. Сплав после обработки на твердый раствор ожидаемо демонстрирует низкую прочность при высокой пластичности. Наилучшее сочетание свойств достигается при температурах обработки  $500^\circ\text{C}$  и  $510^\circ\text{C}$ ; условный предел текучести составил  $138 \text{ МПа}$ , временное сопротивление разрушению – около  $318 \text{ МПа}$ , относительное удлинение после разрушения –  $28\%$ . Повышение температуры обработки на твердый раствор до  $520\text{--}530^\circ\text{C}$  приводит к небольшому снижению условного предела текучести и временного сопротивления разрушению на  $5\text{--}7 \text{ МПа}$  и  $9\text{--}15 \text{ МПа}$ , соответственно. Дальнейшее снижение температуры способствует уменьшению значений  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  на  $11$  и  $21 \text{ МПа}$ , соответственно.

На диаграммах растяжения исследованного сплава наблюдается устойчивый рост напряжения течения с деформацией между условным пределом текучести и временным сопротивлением разрушению, что говорит о выраженном деформационном упрочнении до начала образования шейки. Отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  для всех кривых деформации равно  $\sim 0,43$ , что характерно для высокопластичных алюминиевых сплавов [20]. Пластическая деформация сплава характеризуется эффектом Портевена-Ле Шателье, который проявляется в виде скачков напряжения течения на кривых растяжения (рис. 3, б) [21, 22]. Известно, что эффект Портевена-Ле Шателье проявляется в сплавах на основе твердых растворов [21, 22]. Следовательно, образование пересыщенного твердого раствора после обработки сплава AA2055 обеспечивает условия для проявления данного эффекта.

Согласно традиционной классификации эффекта, скачки напряжения для всех случаев соответствуют типу А [23].

На рис. 3, в представлена зависимость твердости и электрической проводимости сплава AA2055 от температуры обработки на твердый раствор. Установлено, что с повышением температуры до 530 °С значение твердости снизилось до минимума, а затем увеличилось (при 540 °С). При температуре 510 °С твердость образца имеет максимальное значение. Электрическая проводимость показала слабую убывающую тенденцию при увеличении температуры термической обработки с 500 до 530 °С. Дальнейшее увеличение температуры до 540 °С приводит к более значимому падению величины IACS. Падение проводимости связано с растворением в матрице атомов легирующих элементов, на которых рассеиваются электроны.

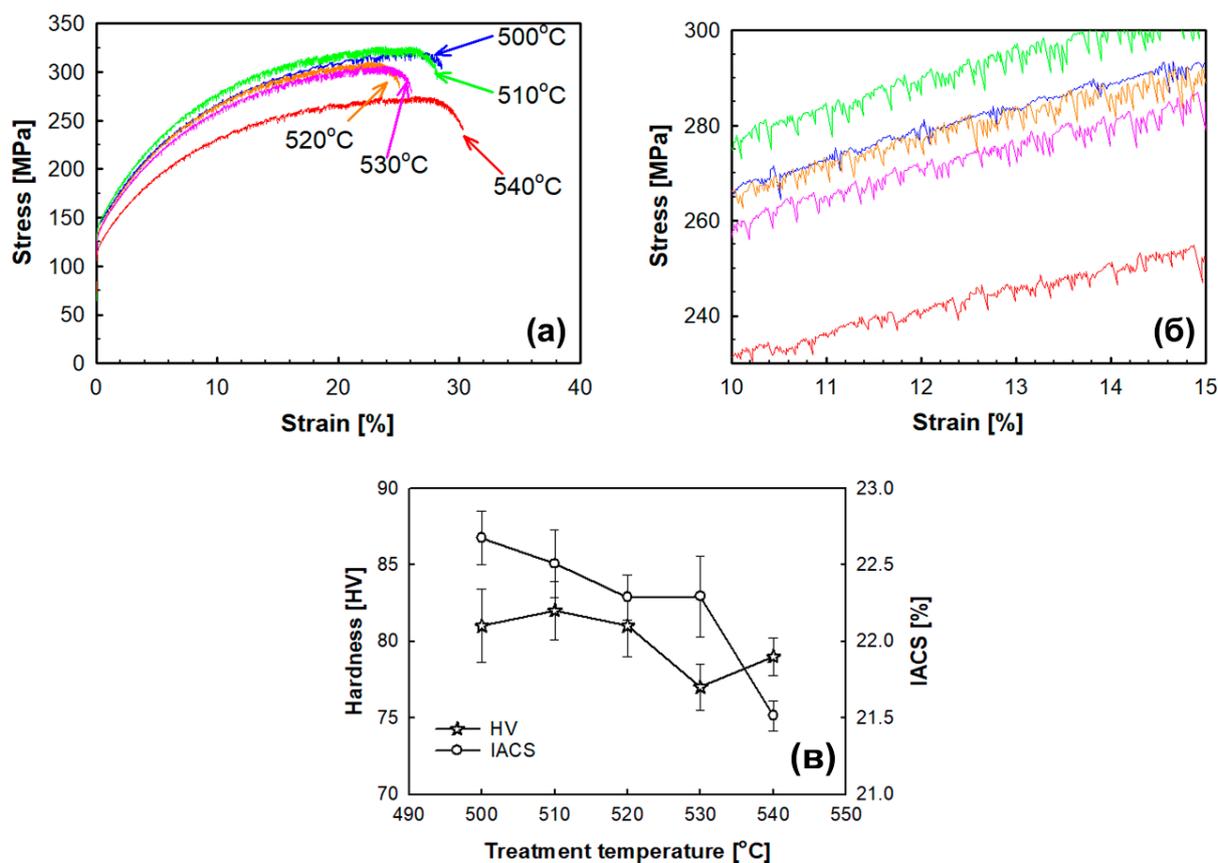


Рис. 3. (а, б) Деформационные кривые сплава AA2055 после обработки на твердый раствор с различных температур; (в) влияние температуры обработки на твердость и электрическую проводимость

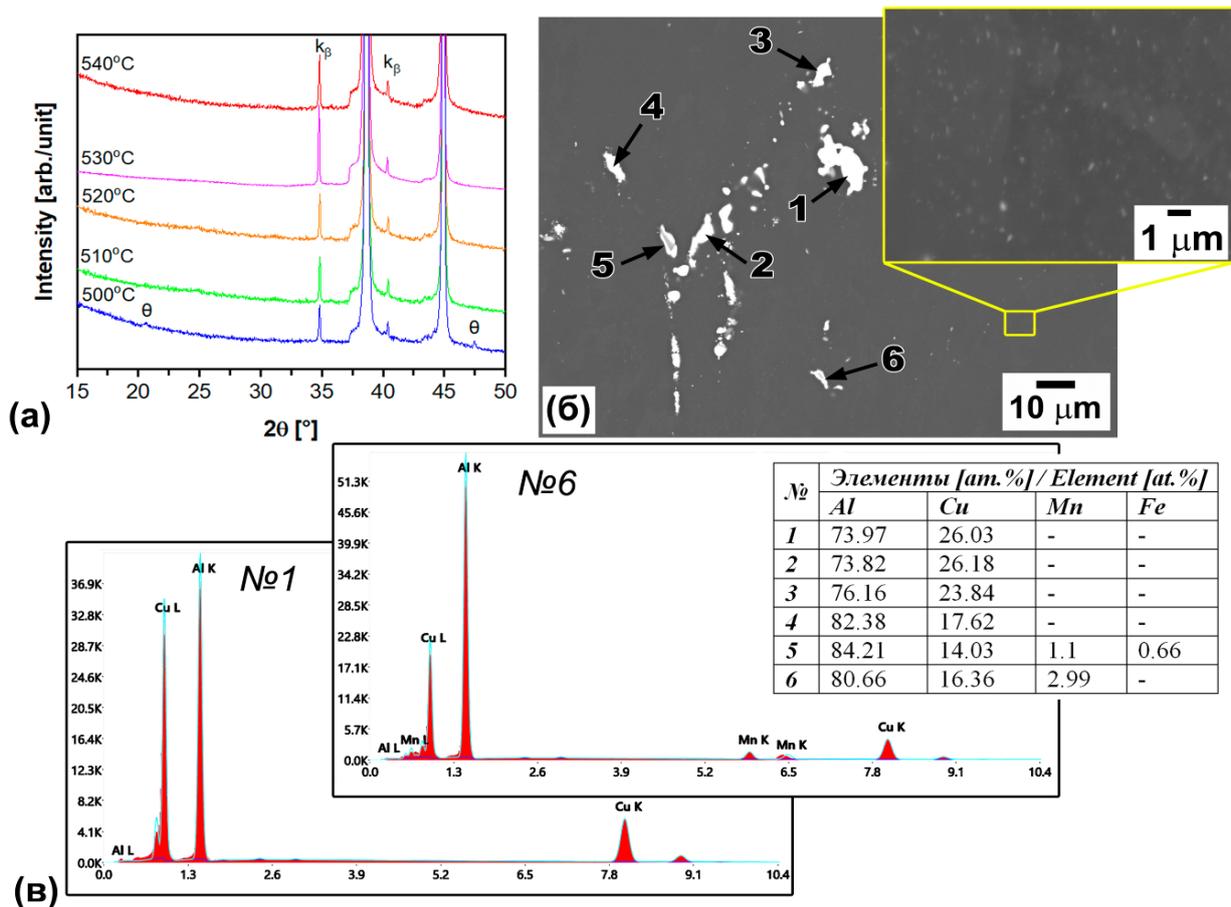
Fig. 3. (a, б) Tensile curves of the AA2055 alloy solutionized at different temperatures; (в) the effect of treatment temperature on the hardness and electrical conductivity

**Таблица 1.** Механические свойства сплава AA2055 после обработки на твердый раствор с различных температур  
**Table 1.** Effect of quenching temperature on the mechanical properties of AA2055 alloy

Температура обработки [°C] / Solution Temperature [°C]	Предел текучести [МПа] / Yield strength [MPa]	Предел прочности [МПа] / Ultimate tensile strength [MPa]	Удлинение [%] / Elongation [%]	Твердость [HV] / Hardness [HV]
500	138±4,5	317±3,9	27±5,2	81±2,4
510	138±6,0	319±10,8	28±1,0	82±1,9
520	131±5,0	304±9,5	27±2,3	81±2,0
530	133±1,8	308±4,2	27±1,5	77±1,5
540	122±5,1	287±12,6	29±1,4	79±1,2

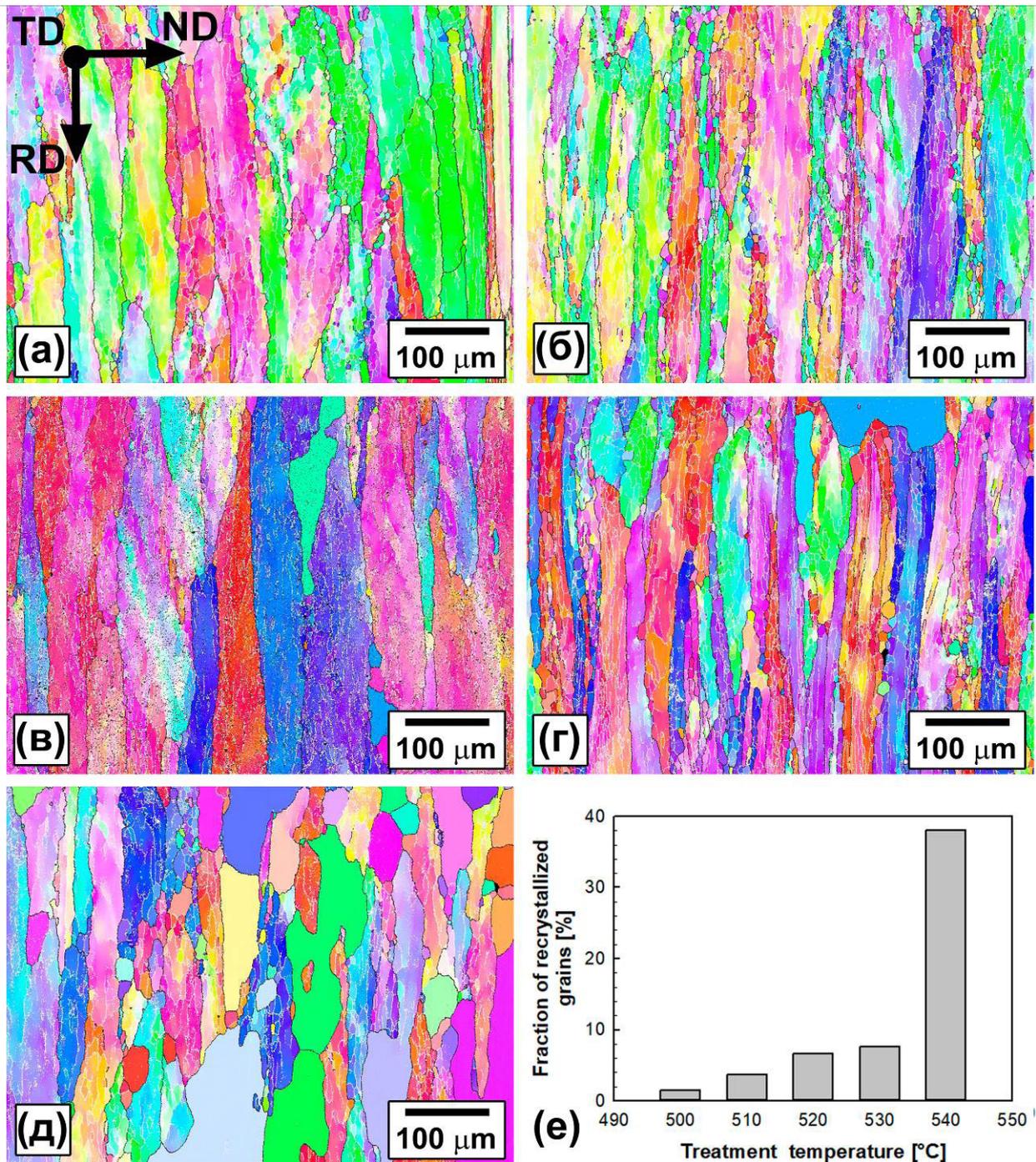
*Микроструктура и фазовый состав.* Методом рентгенофазового анализа был идентифицирован фазовый состав сплава AA2055 после обработки на твердый раствор с различных температур. Установлено что после закалки с температуры 500 °C в микро-

структуре присутствует остаточная  $\theta$  фаза (рис. 4, а). Увеличение температуры обработки на твердый раствор приводит к исчезновению пика, соответствующего  $\theta$ -фазе, что свидетельствует о растворении данной фазы при температурах закалки >500 °C.



**Рис. 4.** Рентгенограмма сплава AA2055 после обработки на твердый раствор с различных температур (а); микрофотография РЭМ сплава после обработки на твердый раствор с температуры 500 °C (б); ЭДС частиц №1, №6 и химический состав всех частиц, обозначенных на рис. 4, б (в)

**Fig. 4.** X-ray diffraction patterns of the AA2055 alloy subjected to solid solution treatment at different temperatures (a); SEM micrographs of the alloy after solid solution treatment at 500 °C (b); EDX of particles №1, №6 and the chemical composition of all particles indicated on Fig. 4, b (c)



**Рис. 5.** (a–d) EBSD карты сплава AA2055 после обработки на твердый раствор с температуры (a) 500 °C, (б) 510 °C, (в) 520 °C, (г) 530 °C и (д) 540 °C; (e) доля рекристаллизованных зерен сплава AA2055 после различных условий обработки. TD – перпендикулярное направление, ND – направление нормали, RD – направление прокатки

**Fig. 5.** (a–d) EBSD maps of the AA2055 alloy after solid solution treatment at a temperature of (a) 500 °C, (б) 510 °C, (в) 520 °C, (г) 530 °C and (д) 540 °C; (e) the fraction of recrystallized grains of the AA2055 alloy after different treatment conditions. TD – transverse direction, ND – normal direction, RD – rolling direction

Анализ микрофотографий РЭМ выявил, что в сплаве после обработки на твердый раствор с температуры 500 °С по границам зерен расположены относительно крупные частицы первичных фаз, не растворившиеся во время обработки (рис. 4, б). Их средний продольный и поперечный размер составил ~5,5 и ~2,5 мкм, соответственно. Результаты анализа локального химического состава, представленные на рис. 4, в, позволяют идентифицировать данные частицы как  $\theta$  –  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (отмечены № 1–4) и  $\tau$  –  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  (отмечены №5, 6) фазы. Мелкие дисперсоиды средним размером менее 100 нм также были обнаружены в структуре сплава (увеличенный фрагмент рис. 4, б), но определить их химический состав с помощью РЭМ не удалось из-за малого размера частиц. Согласно морфологическим признакам и данным ThermoCalc эти частицы могут относиться к  $\beta$  –  $\text{Al}_3\text{Zr}$  фазе (рис. 2).

На рис. 5, а– д представлены EBSD карты сплава после обработки на твердый раствор с различных температур. Микроструктура

сплава после закалки со всех исследованных температур остается волокнистой и состоит из вытянутых зерен со средним продольным и поперечным размером ~300 мкм и ~30 мкм, соответственно. Вытянутые зерна ожидаемо направлены параллельно направлению предшествующей горячей прокатки (RD). Известно, что высокая температура во время обработки на твердый раствор неизбежно приводит к рекристаллизации сплава [12, 15, 24]. Образцы, обработанные на твердый раствор с температур 500 °С и 510 °С, имели небольшую долю мелких рекристаллизованных зерен (1–3%) (рис. 5, е). Увеличение доли рекристаллизованных зерен приблизительно в 2 раза наблюдается после обработки при температурах 520 °С и 530 °С. Дальнейший рост температуры обработки на твердый раствор приводит к резкому увеличению размера и доли рекристаллизованных зерен, то есть нагрев образца до 540 °С интенсифицирует процесс рекристаллизации, способствуя зарождению и быстрому росту рекристаллизованных зерен.

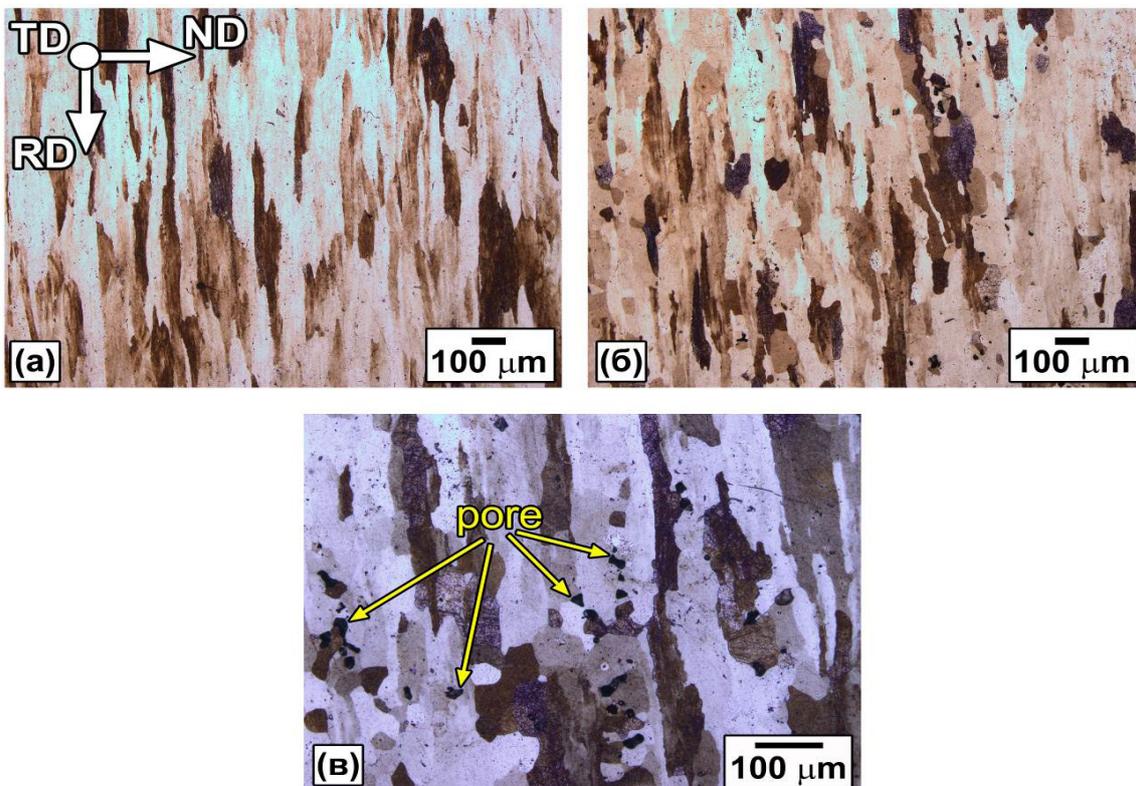


Рис. 6. Микроструктура сплава AA2055 после обработки на твердый раствор с температуры (а) 500 °С и (б, в) 540 °С

Fig. 6. Microstructure of AA2055 alloy after solid solution treatment at (a) 500 °С and (б, в) 540 °С

Микроструктура сплава AA2055 после обработки на твердый раствор с температур 500 °С и 540 °С, полученная методом оптической металлографии, представлена на рис. 6. Результаты подтверждают данные ориентационной микроскопии, а именно образование и рост новых рекристаллизованных зерен после обработки при температуре 540 °С. Важно отметить, что после обработки на твердый раствор при температуре 540 °С вдоль границ зерен и в тройных стыках зерен наблюдаются поры, которые являются следствием плавления неравновесной эвтектики (рис. 6, в), что указывает на пережог образца.

### Выводы

1. Повышение температуры обработки на твердый раствор приводит к уменьшению прочностных свойств и электрической проводимости сплава AA2055. Разупрочнению сплава, обработанного на твердый раствор, происходит в результате растворения первичных частиц  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ) и рекристаллизации, причем степень разупрочнения увеличивается с повышением температуры обработки.

2. Сплав AA2055, обработанный на твердый раствор с температуры 510 °С, показал наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств: условный предел текучести, временное сопротивление разрушению и твердость составили 138 МПа, 319 МПа и 82 HV, соответственно, удлинение после разрушения при этом достигло 28%.

3. Обработка на твердый раствор при температуре 540 °С приводит к резкому изменению микроструктуры и свойств сплава AA2055. Снижение прочности являются результатом рекристаллизации и расплавления неравновесной эвтектики (пережога).

### Благодарности / Acknowledgments

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, код научной темы FZWG-2023-0005. Исследование*

*выполнено с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».*

*This work was performed with financial support from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, theme code number FZWG-2023-0005. This study was performed using the equipment of the Research Equipment Sharing Center “Technology and Materials” at Belgorod National Research University.*

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Rioja R.J., Liu J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications. // Metallurgical and Materials Transactions A, 43, 3325–3337(2012). DOI:10.1007/s11661-012-1155-z
2. Prasad N.E. and Ramachandran T.R. Chapter 3 - Phase Diagrams and Phase Reactions in Al-Li Alloys. Editor(s): N. Eswara Prasad, Amol A. Gokhale, R.J.H. Wanhill, Aluminum-lithium Alloys. Butterworth-Heinemann, 2014. P. 61-97. DOI:10.1016/B978-0-12-401698-9.00003-3
3. Dursun T., Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. // Materials & Design, 56, 862–871(2014). DOI:10.1016/j.matdes.2013.12.002
4. Xun C., Li X., Wen K., Zhu K., Gao G., Li Z., Zhang Y., Xiong B. Influence of enhanced Li content on the as-cast eutectic phase features and the evolution during homogenization of Al-Cu-Li alloys. // Journal of Materials Research and Technology, 26, 8555–8568(2023). DOI:10.1016/j.jmrt.2023.09.100
5. Sun J., Wu G., Zhang L., Liu W., Zhang J., Shi C., Li W. Role of Cu on the mechanical properties and microstructures evolution of Al-xCu-1Li-0.4Mg-1Zn-0.1Zr alloys. // Materials Science and Engineering A, 792, 139833(2020). DOI:10.1016/j.msea.2020.139833
6. Gumbmann E., Lefebvre W., De Geuser F., Sigli C., Deschamps A. The effect of minor solute additions on the precipitation path of an Al-Cu-Li alloy. // Acta Materialia, 115, 104–114(2016). DOI:10.1016/j.actamat.2016.05.050
7. Dorin T., De Geuser F., Lefebvre W., Sigli C., Deschamps A. Strengthening mechanisms of T1 precipitates and their influence on the plasticity of an Al-Cu-Li alloy. // Materials Science and Engineering A, 605, 119–126(2014). DOI:10.1016/j.msea.2014.03.024
8. Wang X.M., Shao W.Z., Jiang J.T., Li G.A., Wang X.Y., Zhen L. Quantitative analysis of the influences of pre-treatments on the microstructure evolution and mechanical properties during artificial ageing of an Al-

Cu–Li–Mg–Ag alloy. // *Materials Science and Engineering A*, 782, 139253(2020). DOI:10.1016/j.msea.2020.139253

9. Murayama M., Hono K. Role of Ag and Mg on precipitation of T1 phase in an Al–Cu–Li–Mg–Ag alloy. // *Scripta Materialia*, 44, 701–706(2001). DOI:10.1016/S1359-6462(00)00651-5

10. Itoh G., Cui Q., Kanno M. Effects of a small addition of magnesium and silver on the precipitation of T1 phase in an Al–4%Cu–1.1%Li–0.2%Zr alloy. // *Materials Science and Engineering A*, 211, 128–137(1996). DOI:10.1016/0921-5093(95)10157-8

11. Chen B.A., Pan L., Wang R.H., Liu G., Cheng P.M., Xiao L., Sun J. Effect of solution treatment on precipitation behaviors and age hardening response of Al–Cu alloys with Sc addition. // *Materials Science and Engineering A*, 530, 607–617(2011). DOI:10.1016/j.msea.2011.10.030

12. Yang R., Zhi Q., Wang F., Zhang Y., Liu Z., Wang J., Tan X., Chen Y., Cao Y. Effects of enhanced solution treatment on microstructure and mechanical properties of Al–Cu–Li–Sc alloy. // *Materials Science and Technology*, 34, 1201–1211(2018). DOI:10.1080/02670836.2018.1435482

13. Wang D., Yang R., Huang J., Liu Z., Zhang G., Cai B. Effect of pre-strain on microstructure and micro-yield properties of Al–Cu–Li alloy. // *Micron*, 148, 103092(2021). DOI:10.1016/j.micron.2021.103092

14. Yu C., Yin D.F., Zheng F., Yu X.X. Effects of solution treatment on mechanical properties and microstructures of Al–Li–Cu–Mg–Ag alloy. // *Journal of Central South University*, 20, 2083–2089(2013). DOI:10.1007/s11771-013-1710-9

15. Lin Y., Zheng Z.Q., Li S.C. Effect of solution treatment on microstructures and mechanical properties of 2099 Al–Li alloy. // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 14, 61–71(2014). DOI:10.1016/j.acme.2013.07.005

16. Han N.M., Zhang X.M., Liu S.D., He D.G., Zhang R. Effect of solution treatment on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050. // *Journal of Alloys and Compounds*, 509, 4138–4145(2011). DOI:10.1016/j.jallcom.2011.01.005

17. Nayan N., Murty S.V.S.N., Jha A.K., Pant B., Sharma S.C., George K.M., Sastry G.V.S. Processing and

characterization of Al–Cu–Li alloy AA2195 undergoing scale up production through the vacuum induction melting technique. // *Materials Science and Engineering A*, 576, 21–28(2013). DOI:10.1016/j.msea.2013.03.054

18. N.I. Kolobnev, L.B. Khokhlatova, E.A. Lukina, Trends in the development of aluminum-lithium alloys and their processing technologies Moscow: “All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials”, 2019. 326 p. (in Russian) [Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Лукина Е.А. Тенденции развития алюминий-литиевых сплавов и технологии их обработки. М.: Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, 2019. 326 с.]

19. I.N. Fridlyander, K.V. Chuistov, A.L. Berezina, N.I. Kolobnev, Aluminum-Lithium Alloys. Structure and Properties. Kyiv: “Naukova Dumka”, 1992. 192 p. (in Russian) [Фридляндер И.Н., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. Киев.: Наукова Думка, 1992. 192 с.]

20. V.S. Zolotarevsky, Mechanical Properties of Metals, 3rd ed., revised and enlarged. Moscow: “MISiS”, 1998. 399 p. (in Russian) [Золоторевский В.С. Механические свойства металлов, 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 1998. 399 с.]

21. Zhang P., Liu G., Sun J. A critical review on the Portevin-Le Chatelier effect in aluminum alloys. // *Journal of Central South University*, 29, 744–766(2022). DOI:10.1007/s11771-022-4977-x

22. Aboulfadl H., Deges J., Choi P., Raabe D. Dynamic strain aging studied at the atomic scale. // *Acta Materialia*, 86, 34–42(2015). DOI:10.1016/j.actamat.2014.12.028

23. Xie J., Chen X.P., Mei L., Ren P., Huang G.J., Liu Q. Multifractal analyses of serrated flow in friction stir processed Al–Mg–Sc alloy. // *Materials Science and Engineering A*, 786, 139436(2020). DOI:10.1016/j.msea.2020.139436

24. Peng G., Chen K., Chen S., Fang H. Evolution of the second phase particles during the heating-up process of solution treatment of Al–Zn–Mg–Cu alloy. // *Materials Science and Engineering A*, 641, 237–241(2015). DOI:10.1016/j.msea.2015.06.058