

РАЗДЕЛ 2. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Научная статья

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

УДК 669.715:621.78

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.011

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6061

**Наталья Владимировна Землякова¹, Александр Александрович Москвичев²,
Евгений Николаевич Разов³**

^{1,2,3}Институт проблем машиностроения РАН - филиал ФГБНУ «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова - Грехова Российской академии наук (ИПМ РАН). Нижний Новгород, Россия
¹serti222@yandex.ru, (ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8908-0091>)

²triboman@mail.ru, (ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6710-714X>)

³razov_e@mail.ru, (ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1132-2745>)

Аннотация. В данной работе для изучения деформационно-стареющего состояния сплава 6061 (Al–Mg–Si–Cu) использовались методы сканирующей электронной микроскопии, оптической металлографии и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Стержень из сплава 6061 диаметром 10 мм был получен после горячего прессования и интенсивной пластической деформации равноканальным угловым прессованием (ЕСАР) по направлению Вс при температуре 120 °С. Изучались микроструктура и фазовый состав, а также размер и форма фаз и их распределение в сплаве после горячего прессования, термообработки (закалки) и одного, двух, четырех и восьми проходов РКУП. После первого прохода ЕСАР прочность сплава увеличивается за счет осаждения метастабильной β'' фазы на дислокациях, в то время как зоны Гинье-Престона подавляются. Установлено, что после четырех проходов РКУП образуются зоны шириной более 10 мкм с отличным от матрицы химическим составом и фрагментированной структурой. В процессе деформационного старения, вызванного ЕСАР, образуются дефекты границ зерен, создающие достаточно значительные деформационные напряжения, предположительно, вызывающие перераспределение легирующих элементов. В зоне с измененным химическим составом выделяются частицы стабильной β-фазы (Mg₂Si) размером 100 нм, β''-фаза (Mg₅Si₆) и частицы вторичной фазы CuAl₂ длиной 1,5 мкм и толщиной 150 нм. После восьми проходов ЕСАР энергия выделения метастабильной β'-фазы снизилась от 7,65 Дж/г до 3,57 Дж/г по мере уменьшения пересыщения твердого раствора. В статье представлены температурные диапазоны осаждения основных фаз в алюминиевом сплаве 6061 после закалки и ЕСАР.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация, алюминиевый сплав, микроструктура, фазовый состав, равноканальное угловое прессование, динамическое деформационное старение, упрочняющие фазы, диффузия, энтальпия

Благодарности. Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2024-2026гг. (FFUF -2024-0031, № НИОКТР 1023032800130-3-2.3.2)

Для цитирования: Землякова Н.В., Москвичев А.А., Разов Е.Н. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и фазовый состав алюминиевого сплава 6061 // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2026. Т. 23, № 2. С. 244-253. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.011.

Original article

INFLUENCE OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION ON THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF ALUMINUM ALLOY 6061

Natalia V. Zemlyakova¹, Alexander A. Moskvichev², Evgeniy N. Razov³

^{1,2,3} Institute of Mechanical Engineering Problems of the Russian Academy of Sciences - branch of the Federal State Budgetary Scientific Institution "Federal Research Center" Institute of Applied Physics named after A.V. Gaponov - Grehov of the Russian Academy of Sciences" (IPM RAS). Nizhny Novgorod, Russia

¹ serti222@yandex.ru, (ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8908-0091>)

² triboman@mail.ru, (ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6710-714X>)

³ razov_e@mail.ru, (ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1132-2745>)

Abstract. In this work, scanning electron microscopy, optical microscopy, and differential scanning calorimetry (DSC) were used to study the deformation aging behavior of 6061 alloy (Al–Mg–Si–Cu). A 10 mm diameter rod of 6061 alloy was obtained after hot pressing and severe plastic deformation by equal-channel angular pressing (ECAP) along the *Bc* route at 120 °C. The microstructure and phase composition, as well as the size and shape of phases and their distribution in alloy after hot pressing, heat treatment (quenching) and one, two, four, and eight ECAP passes were studied. After the first ECAP pass, the alloy strength increases due to the precipitation of the metastable β'' phase on dislocations, while the Guinier-Preston zones are suppressed. This occurs because during the ECAP-induced strain aging process, grain boundary defects are formed, creating quite significant strain conditions that cause the diffusion of alloying elements against the concentration gradient. Silicon and copper atoms are directed into the formed compression zones, and magnesium atoms are directed into tension zones. The process of diffusion against the concentration gradient leads to local decomposition of the supersaturated solid solution, the emergence of new phases and increased strength. It was found that after four passes, zones more than 10 μm wide are formed with a chemical composition different from the matrix and a fragmented structure, the cause of which is determined by thermodynamic instability and the occurrence of internal mechanical stresses at the boundaries of these zones. After four ECAP passes, a stable β (Mg_2Si) phase with a size of up to 100 nm, a β'' (Mg_5Si_6) phase, and a secondary CuAl_2 phase are separated. After eight ECAP passes, the release energy of the metastable β' phase decreased from 7,65 J/g to 3,57 J/g, as the supersaturation of the solid solution decreased. The paper presents the temperature ranges for the precipitation of the main phases in 6061 aluminium alloy after quenching and ECAP.

Keywords: severe plastic deformation, aluminum alloy, microstructure, phase composition, equal channel angular pressing, dynamic strain aging, precipitation phase, uphill diffusion, enthalpy

Acknowledgement. The work was carried out within the state assignment to IAP RAS for fundamental scientific research for 2024-2026 (topic FFUF -2024-0031, No 1023032800130-3-2.3.2).

For citation: Zemlyakova N.V., Moskvichev A.A., Razov E.N. (2026). Influence of severe plastic deformation on the structure and phase composition of aluminum alloy 6061. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 23(2), 244-253. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.011.

Введение

Сплавы системы Al - Mg - Si - Cu упрочняются в результате старения; из них изготавливают силовые узлы (детали), выдерживающие большие нагрузки.

Сплав 6061 системы бxxx нашел широкое применение в авиационной и космической технике, железнодорожном и автомобильном транспорте, судостроении, строительстве и электротехнике [1 – 3]. К основным химическим элементам сплава 6061 относят магний (Mg) и кремний (Si), которые образуют

частицы Mg_2Si . Эти частицы могут принимать несколько форм, которые обычно объединяют в три основных категории: β'' - самые мелкие частицы Mg_2Si , которые имеют игольчатую форму и вносят основной вклад в прочностные свойства, когда имеют большую плотность распределения; β' - Mg_2Si – укрупненная версия стержневых выделений, которые вырастают из β'' - категории. Эти частицы дают пренебрежимо малый вклад в повышение прочностных свойств; β - Mg_2Si - самые крупные частицы Mg_2Si , которые имеют кубическую форму и из-за своих больших

размеров не дают никакого вклада в повышение прочностных свойств.

Термообработка сплава состоит из закалки и старения, во время которого начинается распад пересыщенного твердого раствора (ПТР). При «зонном», низкотемпературном старении при $T = 20 - 140$ °С из (ПТР) выделяются дисперсные когерентные или частично когерентные выделения, гомогенно распределенные в объеме зерен [4 – 10].

Динамическое старение под напряжением применяется с использованием методов интенсивной пластической деформации, например, при РКУП, чтобы изменить форму, ориентацию и взаимное расположение выделений вторичной фазы. Такой вид старения применяется для повышения пределов пропорциональности, упругости и релаксационной стойкости сплавов. В работах [11 – 12] показано, при интенсивной деформации образуются наноразмерные упрочняющие фазы. При контроле структуры на производстве необходимо знать до какого размера выделяемая фаза остается упрочняющей, а также фазовый состав сплава. Отличие нашей работы состоит в том, что проводится сравнение микроstructures сплава 6061 до и после РКУП в одном масштабе. Изучение микроstructures с помощью СЭМ дает возможность видеть частицы фаз в двух проекциях.

Цель работы – установить влияние интенсивной пластической деформации методом РКУП на эволюцию фазового состава и возможность достижения высокой химической и структурной однородности сплава 6061 методами ДСК и СЭМ в сечении 10 мм. Настоящая работа является дополнением к ранее представленным работам по данной тематике.

Материалы и методика исследования

Для экспериментального исследования использовали прутки диаметром 10 мм сплава АД33 (6061) после прессования, закалки и 1, 2, 4 и 8 проходов РКУП по маршруту Вс (с поворотом на 90° при температуре 120 °С). Перед РКУП образцы проходили предварительную термическую обработку (гомогенизация при температуре нагрева 550 °С, время выдержки 3 часа). Химический состав сплава АД33 ГОСТ4784 – 97: Al –

остальное, Si (0,4 – 0,8%), Fe ($\leq 0,7$ %), Cu (0,15 – 0,40%), Mn (0,15%), Mg (0,80 – 1,2%), Cr (0,04%), Zn (0,25%), Ti (0,15%), другие элементы в сумме 0,15 %. Анализ фазовых превращений проводили по термограммам, полученным методом дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК) на установке NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix при непрерывном нагреве до температуры 550 °С в атмосфере аргона со скоростью 40 °С/мин, масса образцов менялась от 23 мг до 76 мг. Методика проведения ДСК и особенности распада пересыщенного твердого раствора (ПТР) описана в работах [18 – 20]. Исследование микроstructures проводили в сечении образца 10 мм металлографическим методом на оптическом микроскопе Neophot – 32 и СЭМ TESCAN Vega – II. На приставке СЭМ Oxford Instruments INCA Energy 250 проводился количественный микроанализ легирующих элементов и по отношению Mg/Si и совпадению пиков определяли распределение и тип упрочняющей фазы.

Результаты и их обсуждение

Работа состоит из двух частей. В первой части исследуется микроstructure сплава, а во второй – фазовый состав сплава по термограммам, полученным методом (ДСК).

Металлографический анализ показал, что в сплаве исходного состояния средний размер зерна составил $d = 50$ мкм (рис. 1).

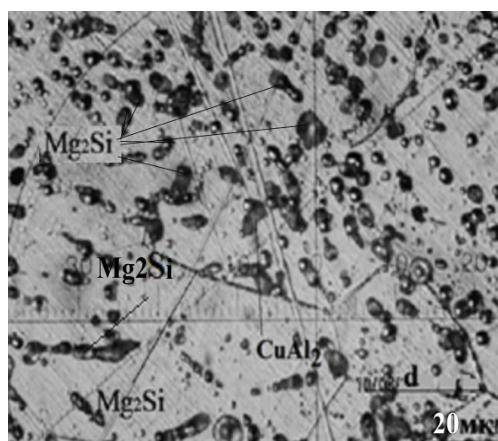


Рис. 1. Микроstructure сплава 6061 в исходном состоянии после горячего прессования x500

Fig. 1. Microstructure of the alloy 6061 in the initial state after hot pressing x500.

Фазовый состав сплава после горячего прессования α - твердый раствор на основе алюминия + частицы фазы CuAl_2 (светло-серого цвета) длиной до 5 мкм и диаметром 3 мкм + частицы фазы Mg_2Si (темно-серого и синего цвета) расположенные в теле зерна и по границам зерен размерами 2,7 мкм и менее 1 мкм соответственно.

После четырех проходов РКУП можно видеть две зоны с разной микроструктурой: зона №1 и зона №2. Зона №1 представляет участок шириной 10 мкм с фрагментированной структурой (рис.2, б). Размеры фрагментов составляют 200 - 300 нм. В зоне №2 фрагментированной структуры не обнаружено (рис. 2, а).

Метод количественного элементного анализа после 4 проходов РКУП показал наличие двух зон в распределении основных легирующих элементов сплава Mg, Si и Cu на

длине сканирования в 44 мкм (рис. 2, а и рис. 2, в).

В зоне №2 на длине секущей линии ≈ 31 мкм установлено, что отношение ($\text{Mg}:\text{Si} \geq 1,73$). Согласно литературным данным, в этом случае из ПТР выделяется стабильная неупрочняющая фаза Mg_2Si [4].

Зона №1 занимает на линии сканирования длину ≈ 13 мкм, на которой отмечено, что отношение ($\text{Mg}:\text{Si} \leq 1,25$). В этом случае из ПТР выделяется максимально упрочняющая фаза β'' (Mg_5Si_6), а также вторичная фаза CuAl_2 и фаза S (Al_2CuMg) [4, 6].

Таким образом, после четырех проходов РКУП образуются зоны шириной более 10 мкм с отличным от матрицы химическим составом и фрагментированной структурой, причина появления которой заключается в термодинамической нестабильности и возникновении внутренних механических напряжений на границе этих зон.

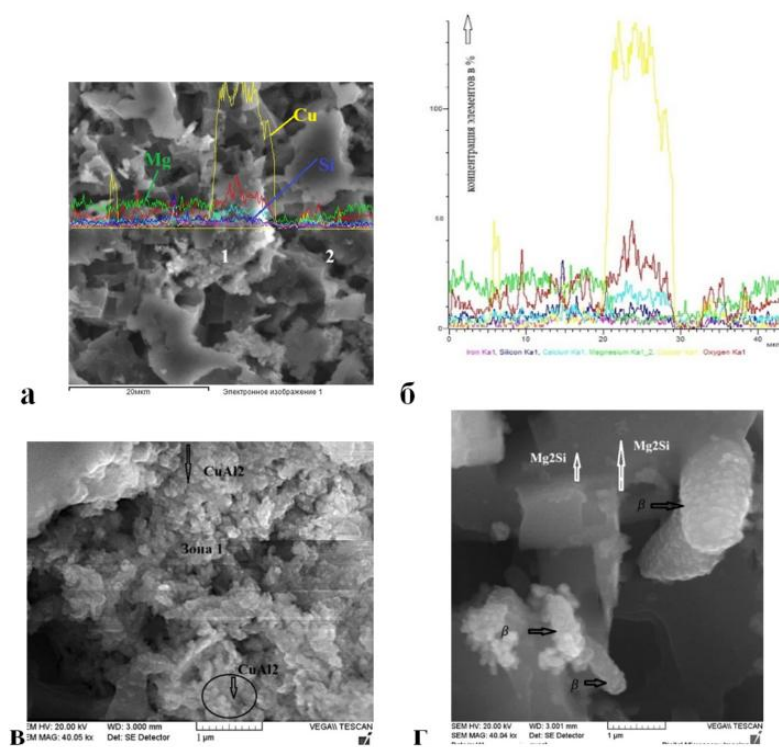


Рис. 2. СЭМ микроструктура сплава 6061 после 4 проходов РКУП: фрагментированная (зона1) и не фрагментированная (зона 2) (а, в), частицы фаз CuAl_2 (в) и частицы фаз Mg_2Si в округлой форме и в форме стержней β' (г), профили распределения элементов по сечению (б).

Fig. 2. SEM microstructure of 6061 alloy after 4 ECAP passes: fragmented (zone 1) and non-fragmented (zone 2) (a, v), particles of CuAl_2 phases (v) and particles of Mg_2Si phases in a rounded shape and in the form of β' rods (г), distribution profiles of elements across the section (б).

По СЭМ микроструктурам определены размеры выделяющихся фаз. На рис. 2, в (по стрелкам) видны частицы фазы CuAl_2 серого цвета длиной 1,5 мкм и шириной 150 нм. На рис. 2, г и рис. 3 (белые стрелки) расположены частицы округлой формы фазы Mg_2Si размерами 50 нм (после одного прохода РКУП) по границе субзерен диаметром 700 нм и 100 нм (после четырех проходов РКУП) и в форме стержней длиной до 1 мкм и шириной 100 - 200 нм, предположительно, это частицы фазы β' (рис. 2, г).

Данные термического анализа представлены на (рис. 4).

Анализ фазового состава сплава проводили с учетом «диаграмм старения» Фридляндера И. Н. для сплава АД 33 [3]. В системе Al-Mg-Si-Cu после закалки установлена следующая последовательность распада α - твердого раствора: кластеры \rightarrow зоны ГП 2 + β'' (Mg_5Si_6) \rightarrow β'' \rightarrow β , где β'' имеет игольчатую форму и когерентное расположение, β' - нежелательную стерженьковую форму и полукogerентное расположение и частиц β - форму пластин и некогерентное расположение.

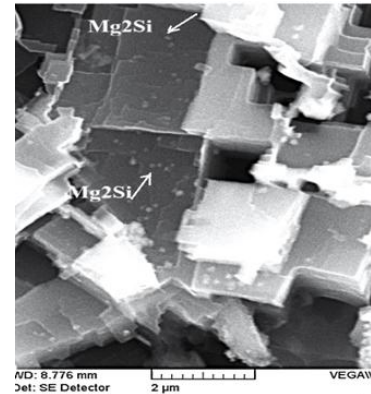


Рис. 3. СЭМ микроструктура сплава 6061 после 1 прохода РКУП с частицами фаз (по белым стрелкам) метастабильной фазы Mg_2Si размером 50 нм по границам субзерен диаметром 700 нм

Fig. 3. SEM microstructure of the alloy 6061 after 1 passe of ECAP with inclusions (along the arrows) of the Mg_2Si metastable phase measuring 50 nm along the boundaries of subgrains with a diameter of 700 nm.

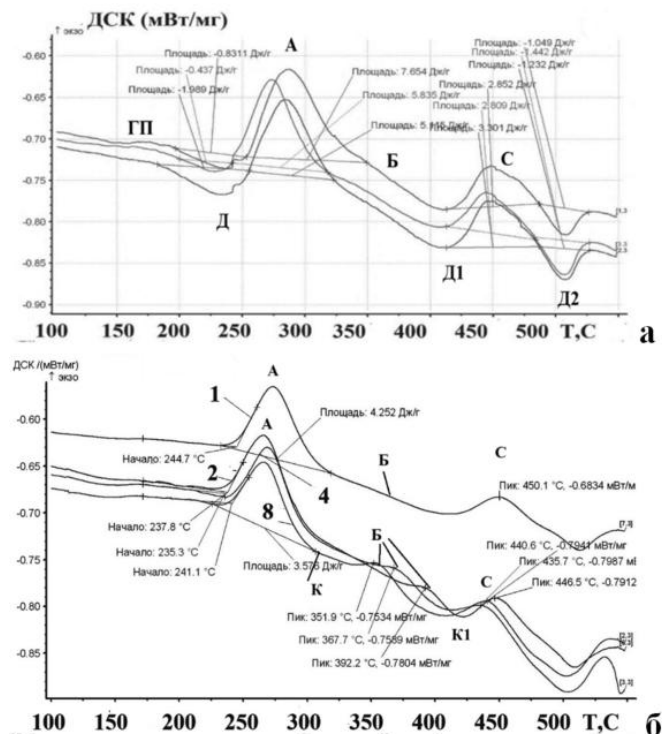


Рис.4. ДСК термограммы сплава 6061: а) после горячего прессования (К3), б) закалка +1, 2, 4, 8 проходов РКУП (УМЗ).

Fig. 4. DSC thermograms of the alloy 6061: а) after hot pressing (CG), б). quenching +1, 2, 4, 8 passes of ECAP (UFG).

Наибольший практический интерес представляют первые два экзотермических пика, которые характеризуют выделение упрочняющих фаз Гинье – Престона и фазы β'' . При нагреве прессованного или закаленного (отличие в выделяемой энергии) образцов сплава наблюдаются три экзопика (А, Б и С) и три эндопика (Д, Д1 и Д2) с минимумом при температурах 220 °С, 420 °С и 520 °С (Д, Д1, Д2).

Схема №1 распада ПТР после закалки и горячего прессования.

Первый перегиб на рис. 4, а отмечен при $T = 115$ °С, который соответствует α – твердому раствору + зоны ГП; при нагреве $T = 120 - 180$ °С образовались зоны ГП2 (ГП + метастабильная фаза – β'' ($Mg_5Al_2Si_4$)) [3]. При $T = 220$ °С эндопик Д – растворение фазы β'' . Экзопик А при $T = 245$ °С соответствует переходу $\beta'' \rightarrow \beta'$ (Mg_2Si) [3, 6]. При $T = 370$ °С перегиб при выделении фазы β . Экзопик С при $T = 450$ °С отвечает за укрупнение фазы β с дальнейшим переходом ее в твердый раствор при температуре закалки. Экзопик Б отсутствует.

На DSC 204 F1 Phoenix с помощью программного обеспечения Proteus Software были проведены измерения тепла и температуры. Выделяемая энергия при выделении фазы β' (Mg_2Si) уменьшалась: от 7,65 Дж/г (после закалки), 5,60 Дж/г (после горячего прессования), 4,25 Дж/г (после одного прохода РКУП) до 3,57 Дж/г (после восьми проходов РКУП). Таким образом, даже после восьми проходов РКУП продолжается распад

твердого раствора с выделением метастабильной фазы β' .

Термограммы после закалки + РКУП представлены на (рис. 4, б).

При сравнении термограмм до и после РКУП можно видеть идентично расположенные экзопики и эндопики, что позволяет сказать о похожих фазовых превращениях в сплаве, но есть и отличия. После закалки и первого прохода РКУП энергия системы (площадь под кривой ДСК) изменяется очень слабо, что возможно только при выделении из ПТР зон ГП.

Схема № 2 распада ПТР сплава после закалки и РКУП.

При $T = 270$ °С экзопик А соответствует выделению метастабильной фазы β' ; при $T = 300$ °С новый эндопик К связан с растворением метастабильной фазы β' (Mg_2Si), которая при $T = 370 - 420$ °С переходит в новый экзопик Б – выделения неупрочняемой фазы β [5,7]. Экзопик С при $T = 450$ °С относится к укрупнению фазы β [7].

За восемь проходов РКУП увеличивается количество высокоугловых границ зерен, поэтому выделение фазы β смещается в сторону уменьшения температуры от 400 °С к 350 °С [7,11].

Отсутствие на термограммах зон Гинье-Престона можно объяснить их выделением при РКУП обработке. В таблице представлены температурные диапазоны и энергия осаждения и растворения основных фаз в алюминиевом сплаве 6061 после закалки и ЕСАР.

Таблица 1 Данные термического анализа сплава 6061 после горячего прессования и РКУП.

Table 1. Thermal analysis data for the alloy 6061 after hot pressing and ECAP

Состояние сплава	Зоны Гинье – Престона Температура выделения, °С	Эндопик Д Температура растворения Зон Гинье – Престона, °С	Экзопик А температура начала выделения фазы β' , °С	Энергия выделения в экзопиках зоны Гинье - Престона (Дж/г)	Энергия выделения в экзопике А β' (Дж/г)
Горячее прессование	120 – 180	200 - 240	240 - 320	0,7	5,60
Закалка	120 – 180	190 -260	260 - 350	1,4	7,65
Закалка + 1 проход РКУП	-	-	244		4,25
Закалка + 2 прохода РКУП	-	-	241	-	-
Закалка + 4 прохода РКУП	-	-	235	-	-
Закалка + 8 проходов РКУП	-	-	237		3,57

Заклучение

В работе комплексными методами изучено влияние интенсивной пластической деформации методом РКУП при температуре 120 °С на изменение микроструктуры сплава 6061.

Установлено, что после четырех проходов РКУП формируются отдельные зоны с неравномерной деформацией по сечению образца. Установлено: формирование локальных зон шириной более 10 мкм, в которых распад пересыщенного твердого раствора начинается раньше других деформационных зон. В этих зонах микроструктура отличается от основного металла появлением дополнительных мелкодисперсных фаз β'' (Mg_5Si_6), а также вторичных фаз $CuAl_2$ и S (Al_2CuMg), которые становятся зародышами для формирования фрагментированной структуры с фрагментами диаметром 200 – 300 нм.

Экспериментально установлено: за первый проход РКУП выделяются частицы упрочняющей метастабильной фазы по границам субзерен диаметром 0,7 мкм; сами частицы имеют округлую форму размером 50 нм, а после 4 проходов РКУП ее размер составил 100 нм. Учитывая возможность гетерогенного зарождения фазы при деформировании [5], метастабильная упрочняющая фаза β'' может выделяться по границам субзерен. Принимая во внимание литературные данные работы [3] о том, что прочность сплава 6063 (АД31) достигается, когда частицы Mg_2Si имеют размер не более чем 250 нм и полностью теряют свой упрочняющий эффект, когда принимают размеры более 2,5 мкм, то полученный выше результат свидетельствует о сохранении значительного потенциала дисперсионного упрочнения сплава.

За 4 прохода РКУП (примерно 4 часа) при температуре 120 °С обнаружены частицы фаз β (Mg_2Si), фазы β'' (Mg_5Si_6), частицы фазы β' стержневой формы длиной до 2 мкм и шириной 100 - 200 нм, а также частицы вторичных фаз $CuAl_2$ и S (Al_2CuMg).

После закалки и восьми проходов РКУП выделяемая энергия в экзопике А метастабильной фазы β' уменьшается почти в два раза, по сравнению с закаленным сплавом.

Это можно объяснить тем, что при нагреве до температур (200 – 250 °С) нет эндопика, соответствующего растворению упрочняющей фазы β'' , следовательно, пересыщение твердого раствора не повышается и выделение фазы β' из пересыщенного твердого раствора подавляется.

За восемь проходов РКУП увеличивается количество высокоугловых границ зерен, поэтому начало выделения стабильной фазы β (пик Б) смещается в сторону уменьшения температуры от 400 °С к 350 °С (рис. 3, б).

Термический анализ показал, что выделяемая энергия (площадь под экзопиком А), соответствующая метастабильной фазе β' , составила 7,65 Дж/г – для закаленного образца, 5,60 Дж/г – для образца после горячего прессования, 4,5 Дж/г – после одного прохода РКУП и 3,57 Дж/г – после 8 проходов РКУП.

Список литературы

1. Новиков И.И. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1986. 480с.
2. Sauvage, X., Bobruk E.V, Murashkin M.Y. and all. Optimization of electrical conductivity and strength combination by structure design at the nanoscale in Al–Mg–Si alloys. // Acta Materialia. 2015. V. 98. P. 355.
3. Колобнев Н.И., Бер Л.Б. и др. Структура, свойства и применение сплавов системы Al –Mg–Si–Cu // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 9. С. 40-45.
4. Бер Л.Б. О стадиях старения алюминиевых сплавов. // Технология легких сплавов. 2013. №4. С. 66-76.
5. Каблов Е.Н., Лукина Е.А. и др. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al – сплавов. // Технология легких сплавов. 2016. № 3. С. 1-16.
6. Edwards G.A., Stiller K., Dunlop G.L., Couper M.J. The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys. // Acta Material. 1998. V. 46 (11). P. 3893.
7. Chbihi A, Vincent S, Ribis J, et al. Effect of plastic deformation on deposition sequence in AA6061 alloy. J Mater Sci. 2017 .V. 52. P. 6063. Doi:10.1007/s10853-017-0845-8.
8. Васильев А.А., Кузьмин Н.Л., Груздев А.С. Исследование кинетики образования метастабильных фаз в закаленных сплавах

Al–Mg–Si. // Физика твердого тела. 2011. Т. 53, вып. 11. С. 2097- 2103.

9. Сбитнева С.В., Лукина Е.А. Критерии выбора первой ступени старения в сплаве 6013 системы Al–Mg–Si–Cu. // Вестник научно-технического развития. 2019. № 5 (141). С. 33-43. www.vntr.ru

10. Marioara C. D., Nordmark H., Andersen S. J. and Holmestad R. Post - Post - β'' phases and their influence on microstructure and hardness in bxxx Al-Mg-Si alloys. // Journal of Materials Science 2006. Т.41. Р. 471. DOI:10.1007/s10853-005-2470-1

11. Утяшев Ф.З. Современные методы интенсивной пластической деформации. учеб. пособие. Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т. Уфа: УГАТУ. 2008. 313с.

12. Мурашкин М.Ю. и др. Особенности структуры и механические свойства алюминиевого сплава 6061, подвергнутого обработке равноканальным угловым прессованием в параллельных каналах. // Физика металлов и Металловедение. 2009. Т.108. №4. С. 439-447.

13. Паитова О.В., Бобрук Е.В. и др. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и свойства алюминиевого сплава системы Al – Cu – Mg. // Изв. вузов. Приборостроение. 2020. Т. 63, № 6. С. 569 - 576. DOI: 10.17586/0021-3454-2020-63-6-569-57.

14. Shengyu Jiang, Ruihong Wang, Grain size-dependent Mg/Si ratio effect on the microstructure and mechanical/electrical properties of Al-Mg-Si-Sc alloys // Journal of Materials Science & Technology, 2019. Vol. 35, Iss. 7. P. 1354-1363, ISSN 1005-0302. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.03.011.

15. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Пивоварова К.Г. Фазовые превращения в алюминиевом сплаве системы Al – Cu - Mg при интенсивной пластической деформации. // Теория и технология металлургического производства. 2022. №1(40). С. 25-29.

16. Коршунов А.И., Смоляков А.А., Кравченко Т.Н. Качество механических свойств металлов и сплавов после равноканального углового прессования. // Физика и техника высоких давлений. 2008. Т. 18. № 4. С. 87-95.

17. Землякова Н.В., Рогачев С.О. Форма и размеры фрагментированных полос после холодных вытяжки и интенсивной

пластической деформации медного прутка. // Проблемы прочности и пластичности. 2021. Т. 83. № 2. С. 220-226. <https://doi.org/10.32326/1814-9146-2021-83-2-220-226>

18. Землякова Н.В. Формирование ромбоэдрической структуры в алюминиевом сплаве 6061 после РКУП. // Сборник трудов открытой школы – конференции. Уфа. 2024. С.89-91.

19. Наян Ниражд, Наряна Марти С. В.С., Говинд, Миттал М. С., Синха П. П. Оптимизация режима гомогенизации алюминиевого сплава AA7075 на основе калориметрических и микроструктурных исследований. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. №7. С. 13 - 22.

20. M.P. Liu, et al., DSC analyses of static and dynamic precipitation of an Al–Mg–Si–Cu aluminum alloy. // Progress in Natural Science: Materials International. 2015. 25. P. 153. <http://dx.doi.org/10.1016/j.pnsc.2015.02.004>. 25

21. Reza S. Yassar, David P. Field, Hasso Weiland The effect of predeformation on the β'' and β' precipitates and the role of Q' phase in an Al–Mg–Si alloy AA6022. // Scripta Material. 2005. Т. 53. Vol. 3. P. 299. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.04.013>

22. Zhao, Nannan & Ban, Chunlan & Wang, Hongfei & Cui, Jianzhong. Optimized Combination of Strength and Electrical Conductivity of Al-Mg-Si Alloy Processed by ECAP with Two-Step Temperature. // Materials. 2020. 13(7), P. 1511; <https://doi.org/10.3390/ma13071511>

23. A.L. Rominiyi, K.M. Oluwasegun, J.O. Olawale, M.B. Shongwe, A.R. Adetunji, (2021). Effect of post-ECAP aging on the microstructure, hardness and impact behaviour of 6061 Al alloy. // Materials Today: Proceedings. 2021, 38, Part 2. 1031. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.05.670>

Информация об авторах

Н.В. Землякова - научный сотрудник
Института проблем машиностроения РАН

А.А. Москвичев – к.т.н. старший научный
сотрудник Института проблем
машиностроения РАН

Е.Н. Разов - старший научный сотрудник,
Институт проблем машиностроения РАН.

References

1. Novikov, I. I. (1986) *Teoriya termicheskoy obrabotki. [Theory of heat treatment.]* M.: Metallurgiya. [M.: Metallurgy] Publ. 480p. (in Russ.)
2. Sauvage, X., Bobruk E. V., Murashkin M. Y. (2015). Optimization of electrical conductivity and strength combination by structure design at the nanoscale in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*. 98. 355-366.
3. Kolobnev, N. I., Ber, L. B. & dr. (2011) *Struktura, svojstva i primenenie splavov sistemy Al –Mg–Si–Cu [Structure, properties and application of alloys of the Al–Mg–Si–(Cu) system.] Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov [Metallurgy and Heat Treatment of Metals]. № 9. S. [P] 40. (in Russ.)*
4. Ber, L. B. (2013) O stadiyah stareniya alyuminievykh splavov. [On the stages of aging of aluminum alloys.] *Tekhnologiya legkih splavov. [Light Alloy Technology]* №4. pp. 66 - 76. (In Russ.)
5. Kablov, E. N., Lukina, E. A. (2016) *Formirovanie metastabil'nykh faz pri raspade tverdogo rastvora v processe iskusstvennogo stareniya Al – splavov. [Formation of metastable phases during the decomposition of a solid solution during the artificial aging of Al alloys.] Tekhnologiya legkih splavov. [Light alloy technology]. № 3. pp. 1-16. (in Russ).*
6. Edwards, G. A., Stiller, K., Dunlop, G. L., Couper, M. J. (1998). The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys. *Acta Material*. 46 (11). 3893 - 3904.
7. Chbihi, A, Vincent, S, Ribis, J & al. (2017). Effect of plastic deformation on deposition sequence in AA6061 alloy. *Journal of Materials Science*. 52. 6063. doi:10.1007/s10853-017-0845-8
8. Vasil'ev, A. A., Kuz'min, N. L., Gruzdev, A. S. (2011) *Issledovanie kinetiki obrazovaniya metastabil'nykh faz v zakalennykh splavah Al–Mg–Si. [Investigation of the kinetics of formation of metastable phases in quenched Al–Mg–Si alloys]. Fizika tverdogo tela. [Physics of the Solid State] V. 53, N 8. pp. 1576-1581 (in Russ).*
9. Sbitneva, S. V., Lukina, E. A. (2019) *Kriterii vybora pervoj stupeni stareniya v splave 6013 sistemy Al–Mg–Si–Cu). [Criteria for choosing the first aging stage in alloy 6013 of the Al–Mg–Si–Cu system]. Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiya. [Bulletin of Scientific and Technical Development]. № 5 (141). pp. 33 - 43. www.vntr.ru. (in Rus)*
10. Marioara, C. D., Nordmark, H., Andersen, S. J. & Holmestad R. (2006). Post - β'' phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al–Mg–Si alloys. *Journal of Materials Science*. 41. P. 471-478. doi:10.1007/s10853-005-2470-1
11. Utyashev, F. Z. (2008) *Sovremennyye metody intensivnoy plasticheskoy deformatsii. [Modern methods of severe plastic deformation]* Ufimsk. gos. aviats. tekhn. un-t. Ufa: UGATU. Publ. 2008. 313p.
12. Murashkin, M. Yu. & dr. (2009) *Osobennosti struktury i mekhanicheskie svojstva alyuminievogo splava 6061, podvergnutogo obrabotke ravnokanal'nym uglovym pressovaniem v parallel'nykh kanalah. [Murashkin, M. Y., Sitdikov, V. V., & Markus, M. V. (2009). Structure and mechanical properties of aluminum alloy 6061 subjected to equal-channel angular pressing in parallel channels. The Physics of Metals and Metallography, 108(4), 439–447] Fizika metallov i Metallovedenie. [Physics of Metals and Metal Science]. T.108. №4. pp. 439 - 447 [108. N. 4. 439-447]. (In Rus).*
13. Paitova, O. V., Bobruk E. V. & dr. (2020) *Vliyanie intensivnoy plasticheskoy deformatsii na strukturu i svojstva alyuminievogo splava sistemy Al – Cu – Mg. [The influence of severe plastic deformation on the structure and properties of an aluminum alloy of the Al – Cu – Mg system] Izv. vuzov. Priborostroenie. [Journal of Instrument Engineering]. T. 63. N 6. pp. 569 - 576. DOI: 10.17586/0021-3454-2020-63-6-569-576.*
14. Shengyu, Jiang, Ruihong, Wang (2019). Grain size-dependent Mg/Si ratio effect on the microstructure and mechanical/electrical properties of Al–Mg–Si–Sc alloys // *Journal of Materials Science & Technology*, Vol. 35, Iss. 7. P. 1354-1363, ISSN 1005-0302, DOI:10.1016/j.jmst.2019.03.011.
15. Pesin, A. M., Pustovojtov, D. O., Pivovarova, K. G. (2022) *Fazovye prevrashcheniya v alyuminievom splave sistemy Al – Cu - Mg pri intensivnoy plasticheskoy deformatsii. [Phase transformations in an aluminum alloy of the Al – Cu – Mg system under severe plastic deformation.] Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva. [Theory and Technology of Metallurgical Production] №1(40). pp. 25 - 29. (in Rus).*

16. Korshunov, A. I., Smolyakov, A. A., Kravchenko, T. N. (2008) Kachestvo mekhanicheskikh svojstv metallov i splavov posle ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniya. [Quality of mechanical properties of metals and alloys after equal-channel angular pressing] *Fizika i tekhnika vysokih davlenij. [Physics and Technology of High Pressure.]* T. 18. № 4. S. 87 [18. No. 4. 87-93].
17. Zemlyakova, N. V., Rogachev, S. O. (2021) Forma i razmery fragmentirovannyh polos posle holodnyh vytyazhki i intensivnoj plasticheskoj deformacii mednogo prutka. [The shape and dimensions of fragmented strips after cold drawing and severe plastic deformation of the copper] *Problemy prochnosti i plastichnosti. [Problems of Strength and Plasticity]* T. 83. № 2. С. 220- 226. [83. No. 2. 220-226.
doi:<https://doi.org/10.32326/1814-9146-2021-83-2-220-226> (in Rus).
18. Zemlyakova, N. V. (2024) Formirovanie romboedricheskoj struktury v alyuminievom splave 6061 posle RKUP. [Formation of a rhombohedral structure in aluminum alloy 6061 after ECAP] *Sbornik trudov otkrytoj shkoly – konferencii. [Collection of works of the open school - conference]* Ufa, pp.89- 91. (in Rus).
19. Nayan, Niraj, Marty S. V. S., Govind, Mittal M. S., Sinha P. P. (2009). Optimization of homogenization mode of aluminum alloy AA7075 based on calorimetric and microstructural studies. *Metallurgy and Heat Treatment of Metals*. No. 7. P.13-22.
20. Liu, M. P., & al. (2015). DSC analyses of static and dynamic precipitation of an Al–Mg–Si–Cu aluminum alloy. *Progress in Natural Science: Materials International*. 25. 153-158. <http://dx.doi.org/10.1016/j.pnsc.2015.02.004>. 25
21. Reza, S. Yassar, David P. Field, Hasso Weiland (2005). The effect of predeformation on the β'' and β' precipitates and the role of Q' phase in an Al–Mg–Si alloy AA6022 *Scripta Material*. 53. 3. 299. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.04>
22. Zhao, Nannan & Ban, Chunlan & Wang, Hongfei & Cui, Jianzhong. (2020) Optimized Combination of Strength and Electrical Conductivity of Al-Mg-Si Alloy Processed by ECAP with Two-Step Temperature. *Materials*. 13(7), P.1511; <https://doi.org/10.3390/ma13071511>
23. Rominiyi, A. L., Oluwasegun, K. M., Olawale, J. O., Shongwe, M. B., Adetunji, A. R. (2021). Effect of post-ECAP aging on the microstructure, hardness and impact behaviour of 6061 Al alloy. *Materials Today: Proceedings*. 38, Part 2. 1031. ISSN 2214-7853, <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.05.670>

Information about the authors

N.V. Zemlyakova – Researcher, Institute of Problems in Mechanical Engineering, Russian Academy of Sciences,

A.A. Moskvichev - PhD, Senior Scientific Researcher Institute of Problems in Mechanical Engineering, Russian Academy of Sciences

E.N. Razov - Senior Researcher, Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences.

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

Статья поступила в редакцию 26.02.2026; одобрена после рецензирования 25.05.2026; принята к публикации 01.06.2026.

The article was received by the editorial board on 26 Feb. 2026; approved after reviewing 25 May 2026; accepted for publication 01 Jun. 2026.