

УДК 537.63:539.26

ВЛИЯНИЕ АМПЛИТУДЫ НАПРЯЖЕННОСТИ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПАРАМЕТРЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Al–Si–Cu–Fe

© 2024 г. Ю. В. Осинская^{а,*}, С. Г. Магамедова^а, А. В. Покоев^а

^аСамарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева,
Самара, 443086 Россия

*e-mail: oiv76@mail.ru

Поступила в редакцию 22.01. 2023 г.

После доработки 24.03.2023 г.

Принята к публикации 24.03.2023 г.

*Статья посвящается нашему научному
руководителю, профессору кафедры
физики твердого тела и неравновесных
систем Самарского университета,
д.ф.-м.н. Покоеву Александру Владимировичу.
Память о Вас в ваших учениках*

Представлены результаты комплексного экспериментального исследования влияния амплитуды напряженности импульсного магнитного поля на свойства и характеристики алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe при старении. Приведены сведения о режимах термомагнитной обработки и результаты измерений микротвердости, параметра решетки и параметров тонкой структуры сплава, состаренного при температуре 175°C в течение 4 ч, в импульсном магнитном поле амплитудой напряженности от 79.6 до 557.2 кА/м и в его отсутствие. Сформулированы основные закономерности изменения структуры и свойств металлического сплава в процессе отжига.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, старение, магнитное поле, магнитопластический эффект, рентгеноструктурный анализ.

DOI: 10.31857/S1028096024010031, **EDN:** DQABTT

ВВЕДЕНИЕ

Улучшение физико-механических свойств металлических сплавов, таких как прочность, пластичность, твердость, упругость, является актуальной и практически важной задачей современной физики твердого тела и материаловедения. В частности, для науки интересны и алюминиевые сплавы. Они характеризуются низкой плотностью, большой коррозионной стойкостью и высокими пластическими характеристиками [1]. Наиболее важные области применения алюминиевых сплавов – это авиация, ракетостроение и атомная промышленность [2], а также оборонная промышленность [3].

Для решения задач по усилению прочностных и пластических свойств сплавов используют

различные методы термической обработки, включая технологию искусственного старения [4–6]. На начальных этапах старения в пересыщенном твердом растворе возникают обогащенные растворенным компонентом участки (зоны Гинье–Престона), оказывающие большое влияние на скорость передвижения дислокаций и, таким образом, определяющие прочностные свойства металлов.

Анализ данных ранее проведенных экспериментальных исследований [7–11] показывает, что наложение слабых магнитных полей на физические процессы в цветных металлах приводит к изменению их кинетики, обнаруживаются релаксация дислокационной структуры и изменение физико-механических свойств сплавов. Следовательно, представляет научный и прак-

тический интерес использование импульсного магнитного поля для улучшения пластических свойств сплава Al–Si–Cu–Fe, что даст возможность, в случае их высоких значений, предложить модернизированную технологию термомагнитной обработки сплавов.

В связи с этим целью работы было комплексное экспериментальное исследование влияния импульсного магнитного поля амплитудой напряженности от 79.6 до 557.2 кА/м и частотой 2 Гц на микротвердость, параметры решетки и параметры тонкой структуры алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe, состаренного в течение 4 ч при температуре 175°C.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве объекта исследования был выбран алюминиевый сплав Al–Si–Cu–Fe, химический состав которого приведен в табл. 1. Предварительно сплав подвергали закалке: образцы одновременно выдерживали в печи в атмосфере воздуха при температуре 535°C в течение 2 ч, затем охлаждали, быстро погружая в воду при температуре $20 \pm 0.5^\circ\text{C}$. Далее закаленные образцы искусственно старили в вакууме 10^{-3} Па при температуре 175°C в течение 4 ч в импульсном магнитном поле амплитудой напряженности от 79.6 до 557.2 кА/м и в его отсутствие. Температуру и время старения выбирали на основе литературных данных и результатов ранее проведенных предварительных исследований [9–12].

Микротвердость сплава измеряли на приборе HAUSER, для этого на испытуемый материал воздействовали нагрузкой (индентором) 100 г

Таблица 1. Химический состав алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe

Элемент	Содержание в сплаве, мас. %
Al	85.1–91.6
Si	8–11
Cu	до 1.0
Fe	до 1.3
Примеси не более	
Mn	0.2–0.5
Zn	0.5
Mg	0.2–0.4
Ni	до 0.3
Всего примесей 1.5	

в течение 7 с [13]. Индентор представляет собой алмазную пирамидку с основанием квадратной формы, с углом при вершине между противоположными гранями пирамиды 136° . После его вдавливания на поверхности шлифа образца остается отпечаток. Далее определяют размер диагонали отпечатка по делениям барабана – микрометра прибора, а затем по специальным таблицам, прилагаемым к прибору, переводят их в значения микротвердости. Каждое значение микротвердости получали путем усреднения по 30 измерениям. Относительная ошибка среднего значения микротвердости исследуемого материала составила 2–3%.

Рентгеновский анализ проводили на дифрактометре ДРОН-2 (CoK_α -излучение), оснащенном аппаратно-программным комплексом управления, регистрации и обработки результатов измерений. Режимы съемки: анодный ток 20 мА, напряжение на рентгеновской трубке 30 кВ, скорость движения счетчика 0.2 и 0.4 град/мин, щели 0.5–4–0.5 мм.

В работе для определения истинного физического уширения использовали метод аппроксимации [14, 15]. Он позволяет по изменениям формы линий дифрактограмм определять размеры когерентно рассеивающих блоков, величину относительной микродеформации и плотность дислокаций. Для этого записывали дифракционные линии эталона и образцов алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe, состаренного в импульсном магнитном поле и в его отсутствие. В качестве эталона использовали закаленный образец. Далее подбирали функцию, которая наиболее точно описывала форму экспериментальных кривых распределения интенсивности рентгеновских линий.

В настоящей работе установлено, что профиль рентгеновских линий наилучшим образом описывается функцией типа $(1 + \alpha_1 x^2)^{-1}$. Соответственно, истинное физическое уширение рефлекса 311 алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe вычисляли по формуле:

$$\beta = B - b,$$

где B – интегральная ширина рефлекса образца; b – ширина рефлекса эталона.

Используя полученные значения истинного физического уширения, определяли параметры тонкой структуры сплава, а именно средний размер блоков когерентного рассеяния ($\langle D \rangle$), плотность дислокаций ($\langle \rho \rangle$) и величину относи-

тельной микродеформации ($\langle \Delta d/d \rangle$) по следующим формулам:

$$D = 0.94\lambda \frac{1}{\beta_{311}} \sec \vartheta_{311},$$

$$\frac{\Delta d}{d} = 0.25\beta_{311} \operatorname{ctg} \vartheta_{311},$$

$$\rho = \frac{3}{D^2},$$

где ϑ_{311} — брэгговский угол отражения 311, β_{311} — физическое уширение рефлекса, λ — длина волны CoK_α -излучения, d — величина микродеформаций.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты влияния амплитуды напряженности импульсного магнитного поля на микротвердость алюминиевого сплава представлены в табл. 2 и на рис. 1. Из рисунка видно, что в закаленном состоянии среднее значение микротвердости составляет 774 МПа. Полученное значение согласуется с литературными данными [12], что свидетельствует о достоверности результатов настоящей работы. Старение в течение 4 ч приводит к увеличению микротвердости исследуемого сплава на 33%. Это объясняется тем, что при старении металлического сплава выделяются фазы (в частности, Mg_2Si), которые тормозят движение дислокаций и тем самым приводят к усилению прочностных свойств сплава [4]. Наложение импульсного магнитного поля приводит к уменьшению микротвердости исследуемого сплава до 26% (табл. 2), наблюдается так называемый положительный магнитоласти-

ческий эффект [17–19]. Можно предположить, что данный эффект связан с уменьшением дефектности структуры. Результаты рентгеноструктурного анализа в дальнейшем показали, что плотность дислокаций сплава уменьшилась в пять раз при наложении импульсного магнитного поля. Стоит отметить, что с увеличением амплитуды напряженности поля график практически не изменяется.

Большую информацию о структуре исследуемого материала несут сведения о параметре решетки. В связи с этим в работе проведен рентгенографический анализ образцов, отожженных в импульсном магнитном поле и в его отсутствие. В табл. 3 приведены результаты рентгенографического анализа (брэгговские углы θ , индексы отражений hkl , параметры решетки a), а на

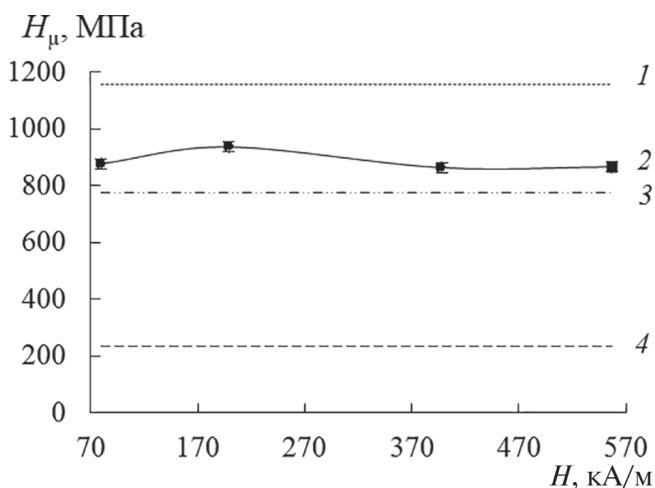


Рис. 1. Зависимость микротвердости алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe от амплитуды напряженности импульсного магнитного поля: 1 — $H = 0$; 2 — $H \neq 0$; 3 — после закалки; 4 — микротвердость Al.

Таблица 2. Результаты измерения микротвердости алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe после термомагнитных обработок

Время отжига t , ч	Температура отжига T , °C	Амплитуда напряженности, кА/м	Частота f , Гц	$H_\mu \pm \Delta H_\mu$, кГ/мм ²	$(H_{\mu, H \neq 0} - H_{\mu, H = 0}) / H_{\mu, H = 0}$, %
Закалка 535 C (2 ч) → 20°C	—	—	—	774 ± 29	—
4	175	0	2	1156 ± 10	—26
		79.6		853 ± 20	
		198.9		862 ± 20	
		397.9		853 ± 10	
		557.2		862 ± 20	

Примечание. $H_{\mu, H \neq 0}$ — микротвердость в магнитном поле, $H_{\mu, H = 0}$ — микротвердость в отсутствие поля.

Таблица 3. Результаты измерений параметров решетки алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe

Чистый алюминий				Закалка 535°С (2 ч)→20°С			
2θ, град	θ, град	<i>hkl</i>	<i>a</i> , Å	2θ, град	θ, град	<i>hkl</i>	<i>a</i> , Å
94.30	47.15	311	4.050	94.14	47.03	311	4.055
Старение, 4 ч, 0 кА/м				Старение, 4 ч, 79.6 кА/м			
2θ, град	θ, град	<i>hkl</i>	<i>a</i> , Å	2θ, град	θ, град	<i>hkl</i>	<i>a</i> , Å
94.08	47.04	311	4.057	94.98	46.99	311	4.060
Старение, 4 ч, 198.9 кА/м				Старение, 4 ч, 397.9 кА/м			
2θ, град	θ, град	<i>hkl</i>	<i>a</i> , Å	2θ, град	θ, град	<i>hkl</i>	<i>a</i> , Å
94.05	47.03	311	4.058	94.01	47.01	311	4.059
Старение, 4 ч, 557.2 кА/м							
2θ, град	θ, град	<i>hkl</i>	<i>a</i> , Å				
94.10	47.05	311	4.056				

рис. 2 представлена зависимость параметра кристаллической решетки сплава от напряженности импульсного магнитного поля, построенная по результатам расчета с использованием отражения 311. Среднеквадратичная ошибка отдельного измерения параметра решетки составляет 0.001 Å, относительная ошибка – 0.041%. Из рисунка видно, что после закалки параметр решетки сплава больше параметра решетки чистого алюминия и составляет 4.055 Å. Это связано с наличием в твердом растворе алюминия атомов кремния и магния, которые являются примесью внедрения и замещения соответственно.

В процессе старения сплава происходит перераспределение атомов кремния между твердым

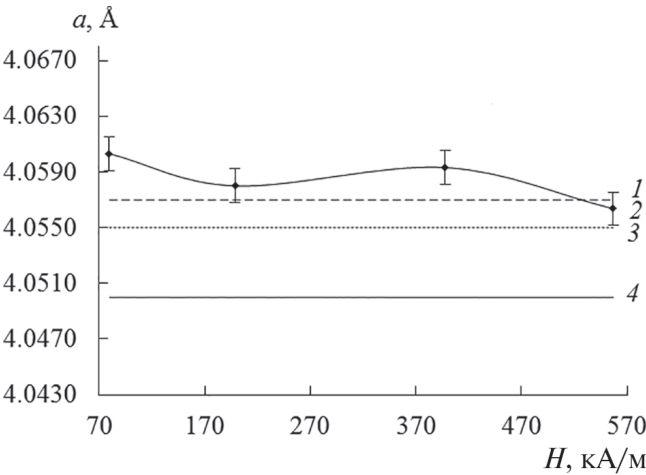


Рис. 2. Зависимость параметра решетки алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe от амплитуды напряженности импульсного магнитного поля: 1 – $H = 0$; 2 – $H \neq 0$; 3 – после закалки; 4 – микротвердость Al.

раствором на основе алюминия и фазой кремния с элементами эвтектики, в результате параметр решетки сплава незначительно увеличивается по сравнению с закаленным состоянием, что наглядно видно на рис. 2. Наложение импульсного магнитного поля практически не приводит к изменению параметра кристаллической решетки сплава по сравнению с отжигом без поля – его значения лежат в пределах ошибки измерения.

Методом аппроксимации были получены параметры тонкой структуры алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe после термической и термомагнитной обработки. В табл. 4 приведены сведения о физическом уширении β^{hkl} и рассчитанные по ним данные о среднем размере блоков когерентного рассеяния ($\langle D \rangle$), величинах относительной микродеформации ($\langle \Delta d/d \rangle$) и плотности дислокаций ($\langle \rho \rangle$). Относительная ошибка отдельного измерения среднего блока когерентного рассеяния, плотности дислокаций и относительной микродеформации составляет 15, 31 и 51% соответственно.

На рис. 3–5 по полученным экспериментальным данным построены зависимости параметров тонкой структуры сплава от амплитуды напряженности импульсного магнитного поля. Анализ результатов показал, что зависимости среднего размера блоков когерентного рассеяния и относительных микродеформаций от напряженности поля ведут себя неоднозначно по сравнению с параметрами в отсутствие поля: некоторые значения больше, чем в его отсутствие, а другие меньше. Плотность дислокаций при наложении магнитного поля всегда ниже, чем в его отсутствие.

Таблица 4. Результаты измерений параметров тонкой структуры алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe

Амплитуда напряженности, кА/м	β^{311} , град		D , нм		$\Delta d/d \times 10^{-4}$		ρ , 10^9 см^{-2}	
	$H = 0$	$H \neq 0$	$H = 0$	$H \neq 0$	$H = 0$	$H \neq 0$	$H = 0$	$H \neq 0$
79.6		0.0346		816		0.7		0.5
198.9		0.0871		325		1.8		2.8
397.9	0.08	0.0796	364	355	1.7	1.6	13	2.4
557.2		0.0443		638		0.9		0.7

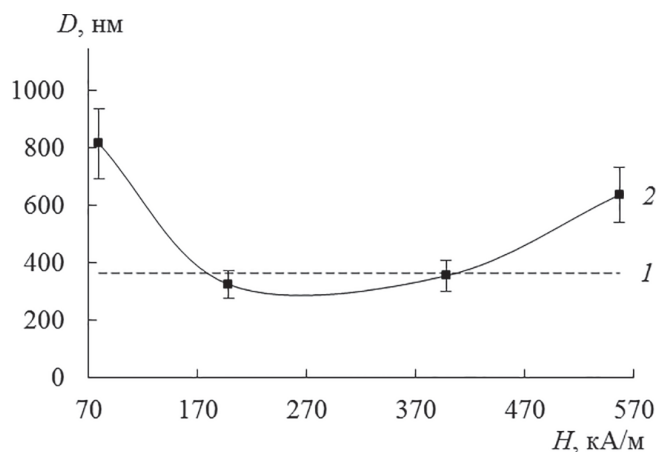


Рис. 3. Зависимость среднего размера когерентно рассеивающего блока алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe от амплитуды напряженности импульсного магнитного поля: 1 – $H = 0$; 2 – $H \neq 0$.

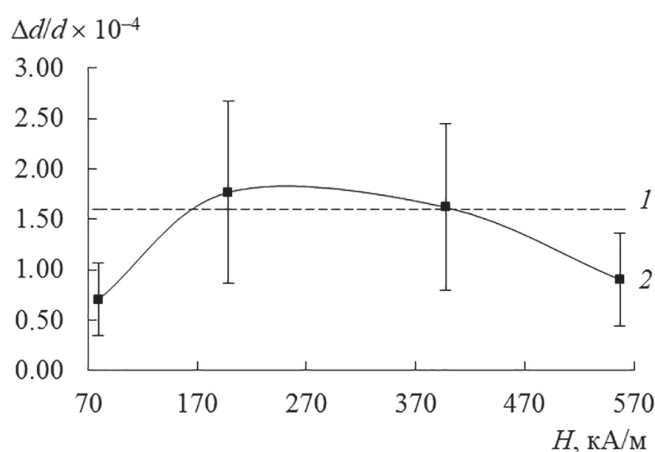


Рис. 4. Зависимость относительной микродеформации алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe от напряженности импульсного магнитного поля: 1 – $H = 0$; 2 – $H \neq 0$.

Таким образом, можно предположить, что именно эволюция дефектной структуры сплава под влиянием импульсного магнитного поля и является причиной изменения микротвердости, в частности, ее уменьшения. Для выяснения физической природы и механизмов влияния импульсного магнитного поля на структуру и свойства сплава необходимо проведение дополнительных исследований, в том числе методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

ВЫВОДЫ

Установлено, что наложение импульсного магнитного поля приводит к уменьшению микротвердости до 26%, пластические свойства сплава усиливаются. Наблюдается положительный магнитопластический эффект.

Метод рентгенографического анализа показал, что наложение импульсного магнитного поля на старение алюминиевого сплава Al–Si–Cu–Fe практически не приводит к изменению параметра кристаллической решетки сплава по сравнению с отжигом без поля.

Обнаружено, что плотность дислокаций сплава, состаренного при наложении импульсного

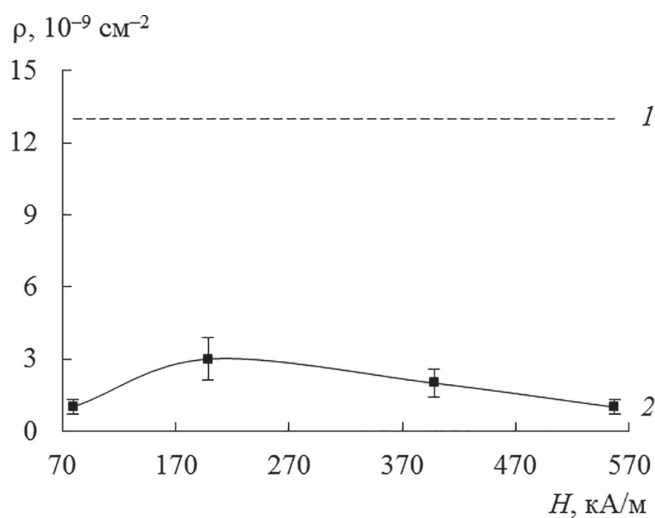


Рис. 5. Зависимость плотности дислокаций сплава АК9 от амплитуды напряженности импульсного магнитного поля: 1 – $H = 0$; 2 – $H \neq 0$.

магнитного поля, в пять раз ниже, чем в его отсутствие. В совокупности с ранее полученными результатами можно предположить, что именно формирование дислокационной структуры в основном определяет знак магнитопластического эффекта и его величину.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Таблицы физических величин. Справочник / Ред. Киконин И.К. М.: Атомиздат, 1976. 1008 с.
2. Фридляндер И.Н., Добромислов А.В., Ткаченко Е.А., Сенаторова О.Г. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 7. С. 17.
3. Банникова Н.Ф. // *Вестн. Самарского гос. аэрокосм. ун-та им. академика С.П. Королева (национ. исслед. ун-та)*. 2013. Т. 40. № 2. С. 225.
4. Бунин К.П., Баранов А.А. *Металлография*. М.: *Металлургия*, 1970. 254 с.
5. Чуистов К.В. *Старение металлических сплавов*. Киев: *Наук. думка*, 1985. 230 с.
6. Зенин М.Н., Гурьев А.М., Иванов С.Г., Гурьев М.А., Черных Е.В. // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. Т. 19. № 1. 2022. С. 106.
7. Покоев А.В., Осинская Ю.В., Шахбанова С.Г., Ямщикова К.С. // *Изв. РАН. Сер. физ.* 2018. Т. 82. № 7. С. 961.
8. Осинская Ю.В., Магомедова С.Г., Покоев А.В. // *Изв. РАН. Сер. физ.* 2021. Т. 85. № 7. С. 1025.
9. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магомедова С.Г. // *Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед.* 2022. № 2. С. 80.
10. Zagulyaev D.V., Kononov S.V., Yaropolova N.G., Ivanov Y.F., Komissarova I.A., Gromov V.E. // *J. Surf. Invest.: X-Ray, Synchrotron Neutron Tech.* 2015. V. 9. № 2. P. 410.
11. Zagulyaev D.V., Kononov S.V., Litvinenko N.G., Komissarova I.A., Gromov V.E. // *Tsvetnye Metally*. 2013. № 4. P. 74.
12. Белов Н.А., Савченко С.В., Хван А.В. *Фазовый состав и структура силуминов: Справочное издание*. М.: *МИСИС*, 2008. 283 с.
13. Геллер Ю.А. *Материаловедение*. М.: *Металлургия*, 1989. 456 с.
14. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев А.Н. *Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия*. М.: *Металлургия*, 1982. 631 с.
15. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев А.Н. *Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов, 4-е изд. доп. и перераб.* М.: *МИСИС*, 2002. 360 с.
16. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. и др. // *Кристаллография*. 2003. Т. 48. С. 838.
17. Головин Ю.И. // *ФТТ*. 2004. Т. 46. Вып. 5. С. 769.
18. Моргунов Р.Б. // *УФН*. 2004. Т. 174. № 2. С. 131.
19. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. и др. // *Письма в ЖЭТФ*. 2016. Т. 104. Вып. 5. С. 362.

Influence of the Pulsed Magnetic Field of the Amplitude Strength on the Parameters of the Magnetoplastic Effect in Aged Al–Si–Cu–Fe Aluminum Alloy

J. V. Osinskaya^{1,*}, S. G. Magamedov¹, A. V. Pokoev¹

¹Samara National Research University, Samara, 443086 Russia

*e-mail: ojev76@mail.ru

The results of a comprehensive experimental study of the influence of the pulsed magnetic field of the amplitude strength on the properties and characteristics of an Al–Si–Cu–Fe aluminum alloy during aging are presented. Data are presented on the modes of thermomagnetic treatment and the results of measurements of the microhardness, lattice parameter, and fine structure parameters of the alloy aged at a temperature of 175°C for 4 h in a pulsed magnetic field with a strength amplitude of 79.6–557.2 kA/m and in its absence. The main regularities of changes in the structure and properties of the metal alloy during annealing are formulated.

Keywords: aluminum alloy, aging, magnetic field, magnetoplastic effect, X-ray diffraction analysis.