

**THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE
AND PROPERTIES OF AL30 ALLOY OBTAINED
BY ELECTROMAGNETIC CASTING**

Adelina Rafaelevna Zaynullina^{1a}, *Liliya Ilgizovna Zaynullina*¹,
*Mikhail Mikhailovich Motkov*², *Maxim Yurievich Murashkin*¹

¹ Ufa University of Science and Technology, 32 Zaki Validi St., 450076, Ufa, Russia

² Siberian Federal University, 79 Svobodny Ave., 660041, Krasnoyarsk, Russia

^a adelina27032003@mail.ru

ABSTRACT

The article considers the heat treatment effect on the microstructure and microhardness of AL30 alloy ingots with diameters of 12 and 80 mm, obtained by casting in an electromagnetic crystallizer (EMC). A homogeneous microstructure formed by a mixture of an aluminum solid solution and a eutectic phase was formed in the investigated ingots. It was established that the microstructure dispersion and the microhardness level of AL30 alloy ingots significantly depend on the crystallization rate. Heat treatment of cast samples with diameters of 80 and 12 mm performed according to the T6 mode makes it possible to achieve microhardness values of 147 ± 9 HV and 156 ± 3 HV, respectively. Evaluation of heat resistance showed that at the temperature of 300 °C the nature of the change in samples microhardness of different diameters is identical. After holding for 100 hours, the microhardness of AL30 alloy samples strengthened as a result of T6 heat treatment is ~ 67 HV.

KEYWORDS

Aluminum alloys; electromagnetic casting (EMC); microstructure; heat treatment; microhardness; heat resistance.

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ
И СВОЙСТВА СПЛАВА АЛ30, ПОЛУЧЕННОГО ЛИТЬЕМ
В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР**

Аделина Рафаэлевна Зайнуллина^{1a}, *Лилия Ильгизовна Зайнуллина*¹,
*Михаил Михайлович Мотков*², *Максим Юрьевич Мурашкин*¹

¹ Уфимский университет науки и технологий, ул. Заки Валиди 32, 450076, Уфа, Россия

² Сибирский федеральный университет, пр. Свободный, 79, 660041, Красноярск, Россия

^a adelina27032003@mail.ru

АННОТАЦИЯ

В работе рассматривается влияние термической обработки на микроструктуру и микротвердость слитков из сплава АЛ30 диаметром 12 и 80 мм, полученных литьем в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК). В исследуемых слитках была сформирована однородная микроструктура, образованная смесью алюминиевого твердого раствора и эвтектической фазы. Установлено, что дисперсность микроструктуры и уровень микротвердости слитков сплава АЛ30 заметно зависит от скорости кристаллизации. Термическая обработка литых образцов диаметром 80 и 12 мм, выполненная по режиму Т6, позволяет достичь значений микротвердости 147 ± 9 НВ и 156 ± 3 НВ, соответственно. Оценка жаропрочности показала, что при температуре 300 °С характер изменения микротвердости образцов разного диаметра имеет идентичный характер. После выдержки 100 часов микротвердость упрочненных в результате термической обработки Т6 образцов сплава АЛ30 составляет ~ 67 НВ.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Алюминиевые сплавы; электромагнитное литье (ЭМЛ); микроструктура; термообработка; микротвердость; жаропрочность.

Введение

К литейным поршневым сплавам относят силумины, основным легирующим компонентом которых является кремний, содержание которого может превышать 20 вес.% [1, 2]. Данные сплавы демонстрируют довольно привлекательное сочетание весовых, механических свойств и эксплуатационных характеристик, таких как износостойкость, коррозионная стойкость и жаропрочность [1, 3]. Именно поэтому силумины широко используются в качестве материала для изготовления поршней. Однако в процессе эксплуатации при повышенных температурах их микроструктура, как правило, претерпевает изменения, приводящие к деградации свойств поршня. В этой связи представляется важным сформировать в силуминах такую микроструктуру, которая бы обеспечила заметное повышение механических и эксплуатационных характеристик как при комнатной, так и повышенной температуре.

Скорость охлаждения является одним из основных факторов, применяемых при литье, способствующих получению отливок из силуминов с повышенным уровнем механических и эксплуатационных свойств [4, 5]. В последнее время для реализации

высокоскоростного охлаждения расплава (со скоростью более 10^3 К/с) при производстве алюминиевых сплавов стали использовать метод непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК). Данный метод позволяет формировать в слитках высокодисперсных микроструктур и достигать аномального пересыщения алюминиевого твердого раствора легирующими элементами [6–8]. Это позволяет заметно улучшить уровень свойств литых сплавов после термической или термомеханической обработки, а также способствует их стабилизации при повышенных температурах.

Традиционно слитки из поршневого сплава АЛ30 с содержанием кремния до 13 вес.%, получают литьем в кокиль, в процессе реализации которого скорость кристаллизации расплава не превышает 10 К/с, а затем подвергают термической обработке на максимальную прочность по режиму Т6 [9]. Целью данного исследования является изучение возможности улучшения прочности поршневого сплава АЛ30 за счет формирования в нем высокодисперсной микроструктуры, используя метод непрерывного литья в ЭМК в комбинации с последующей упрочняющей термической обработкой, а также оценка его жаропрочности.

1. Методика исследований

В качестве исследуемого материала использовали сплав АЛ30. Химический состав слитков контролировали с помощью оптико-эмиссионного спектрометра Bruker Q4 Tasman. Он приведен в табл. 1 и соответствует стандартному составу сплава АЛ30 [9].

Образцы были получены методом непрерывного литья в ЭМК в виде слитков цилиндрической формы диаметром 80 мм и 12 мм [10]. Варьируя диаметр слитка, изменяли скорость кристаллизации материала исследования. Для исследований из заготовки диаметром 80 мм был вырезан образец из центральной части, скорость кристаллизации которого составила около 50 К/с (далее состояние будет обозначено Д80). Скорость кристаллизации заготовки диаметром 12 мм составила порядка 10^3 К/с (далее состояние будет обозначено Д12).

Термической обработке образцы подвергали, согласно рекомендациям [9], по режиму Т6, которая заключалась в закалке с выдержкой при температуре 520 °С в течение 2 часов и охлаждением в воде, а также дальнейшему искусственному старению при температуре 180 °С в течение 6 часов.

Микроструктуру образцов изучали с помощью оптического микроскопа OLYMPUS QX 51 при увеличениях $\times 500$. Размеры элементов микроструктуры исходных образцов и образцов после термической обработки определяли с помощью компьютерной программы ImageJ [11].

Уровень прочности образцов определяли по результатам измерения микротвердости методом Виккерса при нагрузке 1 Н, при-

ложенной в течение 10 секунд. Для оценки микротвердости осуществляли не менее 20 измерений с шагом 250 мкм.

Оценку жаропрочности проводили при температуре отжига 300 °С в течение 100 часов, согласно методике, разработанной в работе [12]. При этом измеряли промежуточные значения микротвердости образцов после 1, 3, 5, 24 и 100 часов отжига.

2. Результаты и их обсуждение

В исходном состоянии образцы Д12 и Д80 имеют ярко выраженную дендритную структуру, представляющую собой смесь твердого раствора алюминия (α -Al) и эвтектики, расположенной по границам ячеек, в состав которой входят тонкие ламели кремния (Si), (рис. 1, а, б). В образце Д80 наблюдается небольшое количество крупных частиц первичного Si (рис. 1, а). Размер дендритных ячеек в образце Д80 составил $16,6 \pm 0,6$ мкм. Средний размер кремниевых частиц, входящих в эвтектику, составил $1,6 \pm 0,2$ мкм.

В образце Д12 средний размер дендритных ячеек составил $4,1 \pm 0,4$ мкм (рис. 1, б). Заметно меньший диаметр ячеек и большая дисперсность входящего в состав эвтектики кремния в образце Д12 обусловлены более высокой скоростью охлаждения при затвердевании по сравнению с образцом Д80. Об этом же свидетельствует отсутствие первичных частиц кремния в образце Д12. Размер эвтектического кремния составил $2,3 \pm 0,2$ мкм.

Микротвердость в исходном состоянии образца Д80 составила 139 ± 9 HV, образца Д12 – 147 ± 9 HV.

Таблица 1. Химический состав сплава (вес.%)

Table 1. Chemical composition of the alloy (wt.%)

	Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Ti	Cr	Mn	Zn	Σ Sn, Pb
Д12	11,75	1,21	1,14	0,92	0,11	0,02	<0,002	0,002	0,01	<0,007
Д80	13,10	1,30	1,00	1,30	0,25	<0,02	<0,002	<0,002	<0,01	<0,006

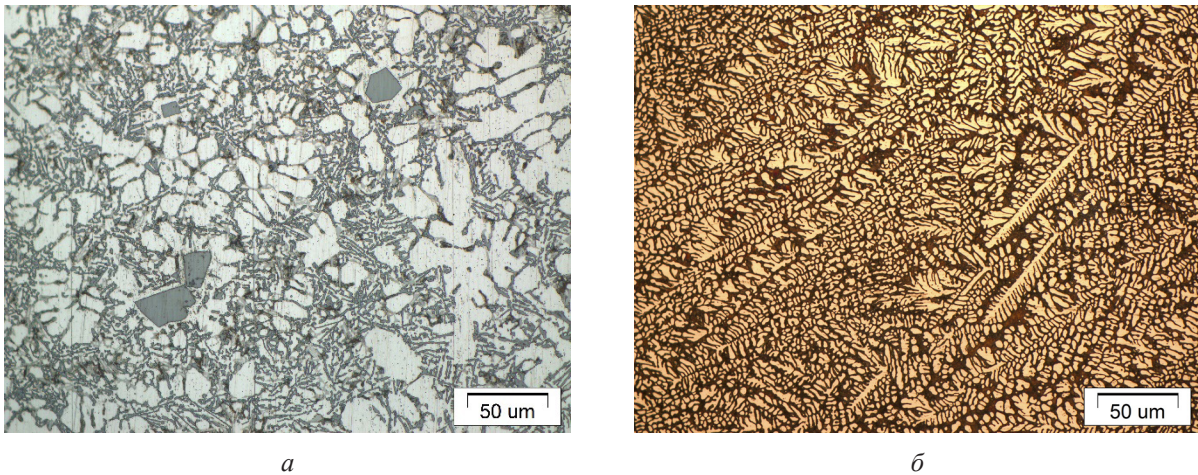


Рис. 1. Микроструктура сплава АЛ30 в исходном состоянии:
a – Д80; *б* – Д12

Fig. 1. Microstructure of the AL30 alloy in the initial state:
a – D80; *б* – D12

После термообработки по режиму Т6 дендритная структура в образце Д80 стала заметно менее выраженной из-за сфероидизации и коагуляции эвтектической фазы, образованной в основном кремнием. Частицы первичного кремния при этом не претерпели изменений (рис. 2, *a*). Средний размер эвтектического кремния при этом составил $5,7 \pm 0,3$ мкм. В образце Д12 после термообра-

ботки дендритная структура не наблюдается (рис. 2, *б*). В алюминиевой матрице присутствуют однородно распределенные сферические частицы Si. Размер кремниевых частиц, входящих в эвтектику, составил $1,1 \pm 0,1$ мкм.

После термообработки Т6 микротвердость образца Д80 составила 147 ± 8 НВ, значение микротвердости образца Д12 – 156 ± 3 НВ.

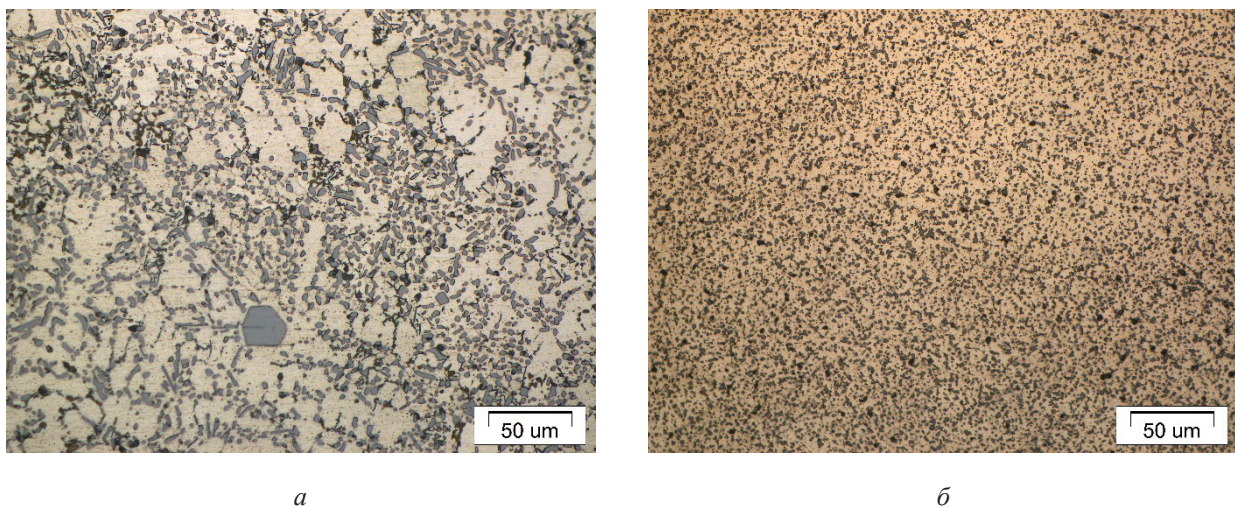


Рис. 2. Микроструктура сплава АЛ30 после термообработки по режиму Т6:
a – Д80; *б* – Д12

Fig. 2. Microstructure of the AL30 alloy after heat treatment according to the T6 mode:
a – D80; *б* – D12

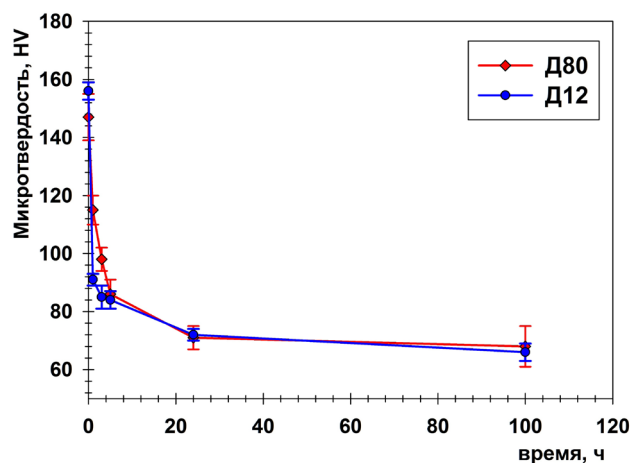


Рис. 3. Изменение микротвердости после Т6 в зависимости от времени отжига при температуре 300 °С образцов:
а – Д80; б – Д12

Fig. 3. Change in microhardness after T6 depending on the annealing time at a temperature of 300 °C:
a – D80; б – D12

Стоит отметить, что микроструктура сплава Д80 в исходном состоянии подобна микроструктуре, получаемой в поршневых силуминах эвтектического типа методами классического литья в кокиль с более низкой скоростью охлаждения [13]. Микроструктура сплава Д12 значительно отличается малой величиной дендритных ячеек в связи с высокой скоростью охлаждения при кристаллизации. Термообработка по режиму Т6 приводит к повышению микротвердости сплавов Д80 и Д12 по сравнению с микротвердостью сплава АЛ30, полученного методом классического литья и составляющего 100 HV [9].

На рис. 3 приведено изменение микротвердости образцов Д80 и Д12 в зависимости от длительности выдержки при температуре 300 °С. Наблюдается одинаковая тенденция разупрочнения материала. После отжига в течение 3 часов микротвердость образца Д80 уменьшается до 98 ± 4 HV, дальнейшее увеличение времени выдержки до 5 часов приводит к значению микротвердости 86 ± 5 HV. В образце Д12 микротвердость после 3 часов отжига уменьшается до 85 ± 4 HV, после 5 часов – до 84 ± 3 HV. Стоит отметить, что величина микротвердости образцов Д80 и Д12 не уступает микротвердости силумина,

близкого по составу АЛ30, полученного методом селективного лазерного сплавления в исследовании [14], при котором реализуются еще более высокие скорости кристаллизации и, следовательно, большая дисперсность микроструктуры. По результатам измерения микротвердости в работе [14], после отжига при температуре 300 °С в течение 4 часов значения составляют порядка 95 ± 2 – 97 ± 5 HV.

После выдержки 24 часа микротвердость резко снижается с 147 ± 9 HV до 71 ± 4 HV в образце Д80, также с 156 ± 3 HV до 72 ± 2 HV в образце Д12 (рис. 3).

Дальнейшее увеличение времени выдержки не приводит к значительным изменениям микротвердости. После 100 часов микротвердость образца Д80 стабилизируется на уровне 68 ± 7 HV, а у образца Д12 значение микротвердости составляет 66 ± 3 HV. Измеренная микротвердость после 100 часов выдержки может служить показателем жаропрочности материала [13]. Следовательно, для обоих образцов сплава АЛ30, полученных литьем в ЭМК и термообработанных по режиму Т6, наблюдается идентичный, достаточно высокий уровень прочности после температурного воздействия, имитирующего условия эксплуатации.

Выводы

1. Использование метода литья в ЭМК позволяет сформировать однородную дисперсную микроструктуру в слитках поршневого сплава АЛ30 диаметром от 12 до 80 мм, которая представляет собой смесь алюминиевого твердого раствора и эвтектики, а также практически не содержит грубых частиц первичного Si.

2. Микротвердость литых образцов сплава АЛ30 после термообработки по режиму Т6 составляет 147 ± 9 HV для Д80 и 156 ± 3 HV для Д12.

3. Оценка жаропрочности показала, что при температуре 300 °С характер изменения микротвердости образцов Д12 и Д80 после обработки Т6 имеет идентичный характер. После 100 часов выдержки микротвердость образцов сплава АЛ30 составляет ~67 HV.

Благодарности / Acknowledgments

Эксперименты в данной работе проводились на оборудовании Центра коллективного пользования «Нанотех» ФГБОУ ВО «Уфимский университет науки и технологий».

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания № FEUE-2023-0007 («Уфимский университет науки и технологий»).

The experiments in this work were carried out on the equipment of the Center for Collective Use «Nanotech» of the «Ufa University of Science and Technology».

The research was carried out with financial support from the Russian Ministry of Science and Higher Education (state assignment No. FEUE-2023-0007).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Belov N.A., Belov V.D., Savchenko S.V., Piston silumins. Moscow: Ore and Metals, 2011. P.248 (In-Russian) [Белов Н.А., Белов В.Д., Савченко С.В. и др. Поршневые силумины / Под общ. ред. Н.А. Белова. М.: Изд. дом «Руда и металлы», 2011. 248 с.].
2. Zolotarevskiy V.S., Belov N.A., Metallurgy of cast aluminum alloys. Moscow: MISIS Publishing House, 2005. 376 p. (In-Russian) [Золоторевский В.С., Белов Н.А. Metallovedenie lityeynykh aluminievyykh spлавov. М.: «МИСиС», 2005. 376 с.].
3. Pistons and engine testing, 2nd Edition Stuttgart. Germany MAHLE GmbH Editor. Springer Heidelberg Dordrecht London New York, 2016. P. 295. <https://doi.org/10.1007/978-3-658-09941-1>.
4. Usynina G.P., Chuvashov E.G., Melnikov S.V., Study of the influence of modification and cooling rate of silumins on the dispersion of their structural components and mechanical properties of castings // Second International Congress «Non-ferrous Metals-2010» Section VII Non-ferrous Metals Casting. Metal Processing. P.590-596 (2010). (In Russian) [Усынина Г.П., Чувашов Е.Г., Мельников С.В. Исследование влияния модифицирования и скорости охлаждения силуминов на диспергирование их структурных составляющих и механические свойства отливок // Второй международный конгресс торой международный конгресс «Цветные металлы ветные металлы–2010» Раздел VII Литье цветных металлов. Обработка металлов. 590-596 (2010)].
5. Gusakova O.V., Gusakov S.V., Shepelevich V.G., Effect of melt cooling rate on the microstructure of Al–Si alloy doped with Mg, Mn, Fe, Ni and Cu // Physics of Metals and Metal Science. 123 (5) 533-540 (2022). (In Russian) [Гусакова О.В., Гусаков С.В., Шепелевич В.Г. Влияние скорости охлаждения расплава на микроструктуру сплава Al–Si, легированного Mg, Mn, Fe, Ni и Cu // Физика металлов и металловедение. 123 (5) 533-540 (2022)].
6. Korotkova N.O., Belov N.A., Timofeev V.N., Motkov M.M., Cherkasov S.O., Effect of heat treatment mode on the structure and properties of conductive Al–7% REE aluminum alloy obtained by casting in an electromagnetic crystallizer // Physics of Metals and Metal Science. 121 (2) 200–206 (2020). (In Russian) [Короткова Н.О., Белов Н.А., Тимофеев В.Н., Мотков М.М., Черкасов С.О. Влияние режима термической обработки на структуру и свойства проводникового алюминиевого сплава Al–7% РЗМ, полученного литьем в электромагнитный кристаллизатор // Физика металлов и металловедение. 121 (2) 200–206 (2020)].
7. Belov N., Akopyan T., Korotkova N., Murashkin M. et al., Structure and Properties of Ca and Zr Containing Heat Resistant Wire Aluminum Alloy Manufactured by Electromagnetic Casting // Metals. 11 236 (2021). <https://doi.org/10.3390/met11020236>.
8. Medvedev A.E., Zhukova O.O., Fedotova D.D., Murashkin M.Yu., The mechanical properties, electrical conductivity, and thermal stability of a wire made of Al–Fe alloys produced by casting into an electromagnetic

crystallizer // *Frontier Materials & Technologies*. 3 96-105 (2022).

9. Gosstandart of Russia. GOST 1583–93. Alloys aluminum casting. Specifications. 1993. (In-Russian) [ГОСТ 1583-93 Сплавы алюминиевые литейный. Технические условия.].

10. RPC of Magnetic Hydrodynamics Ltd. Available from: <http://www.npcmgd.com>

11. <https://imagej.nih.gov/ij/download.html>

12. Vasenin V.I., Determining the High-Temperature Strength of Aluminum Alloys // *Metallurgy of Machinery Building*. 3 38–40 (2004).

13. Teleshov V.V., Fundamental regularity of structural changes during aluminum alloys crystallization with different cooling rates // *Technology of light alloys*. 2 13-18 (2015). (In Russian) [Телешов В.В. Фундаментальная закономерность изменения структуры при кристаллизации алюминиевых сплавов с разной скоростью охлаждения // *Технология легких сплавов*. № 2 13-18 (2015)].

14. Bisht M.S., Gaur V., Singh I.V., On mechanical properties of SLM Al–Si alloy: Role of heat treatment-induced evolution of silicon morphology // *Materials Science & Engineering A*. 858 144157 (2022).