

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.4

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕРМООБРАБОТАННОГО СПЛАВА АА6063, ИЗГОТОВЛЕННОГО ЛИТЬЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

© 2019 г. С. Суисси^{а, *}, Н. Бархуми^б, М. бен Амар^а, Ф. Элхалуани^б

^аЛаборатория электромеханических систем (LASEM), Национальная инженерная школа, Университет Сфакса, Сфакс, Тунис

^бFaculty of Sciences of Sfax, Университет Сфакса, Сфакс, Тунис

*e-mail: slim.souissi@ymail.com

Поступила в редакцию 04.04.2018 г.

После доработки 06.02.2019 г.

Принята к публикации 16.03.2019 г.

Было исследовано влияние термообработки Т6 на микроструктуру, твердость и свойства при растяжении алюминиевого сплава АА6063 в зависимости от давления, приложенного при литье. Образцы обрабатывали на твердый раствор при 500°C в течение 8 ч, а затем подвергали старению при 140°C. При исследовании образцов, полученных литьем в кокиль и литьем под давлением, использовались различные методики, включая оптическую микроскопию, сканирующую электронную микроскопию, рентгеновский дифракционный анализ, испытание на растяжение и измерение твердости. Экспериментальные результаты показали, что основными частицами, наблюдаемыми в матрице α -Al, являются Mg_2Si и $Al_{15}Si_2(FeMn)_3$. Исследовалось влияние выделений на механические свойства. Изменение механических свойств коррелирует с эволюцией микроструктуры и выделением Mg–Si. Кроме того, как при термообработке, так и при литье под давлением увеличивается твердость и улучшаются механические свойства.

Ключевые слова: алюминиевый сплав АА6063, термообработка Т6, микроструктура, литье под давлением, механические свойства

DOI: 10.1134/S0015323019080163

ВВЕДЕНИЕ

Свойства промышленно выпускаемых алюминиевых сплавов зависят от содержания в них магния, меди, кремния и других легирующих элементов. На эти свойства также влияют процесс изготовления, термообработка и морфология структурных составляющих [1, 2]. Алюминиевые сплавы группы бxxx, для которых основными легирующими элементами являются кремний и магний, широко используются из-за их технологической важности, связанной с высокой прочностью, исключительной стойкостью к коррозии, термообрабатываемостью и свариваемостью. Все эти свойства в сочетании с низкой стоимостью делают эти сплавы очень привлекательными с экономической точки зрения [1–3].

Для преодоления недостатков, свойственных обычным процессам литья и связанных с газовой и усадочной пористостью, был разработан ряд новых способов литья, включая жидкую штамповку или литье под давлением. Данное исследование касается использования современных спо-

собов литья под давлением, сочетающих процессы литья и штамповки.

При литье алюминиевого сплава АА6063 между дендритами алюминия образуются самые различные Fe-содержащие интерметаллиды в виде таких фаз как Al–Fe–Si и Al–Fe–Mn–Si. Эти интерметаллидные фазы имеют различную структуру элементарной ячейки, морфологию, стабильность, а также физические и механические свойства [4, 5].

Одним из способов улучшения механических свойств сплава АА6063 является проведение термообработки Т6: термообработка на твердый раствор с последующей закалкой и искусственным старением [6]. При гомогенизирующей обработке происходят такие процессы, как превращение связанных между собой пластинчатых интерметаллидов β - Al_3FeSi в округлые дискретные частицы α - $Al_{12}(FeMn)_3Si$ [5]. Кроме того, выделению мелкодисперсных когерентных частиц Mg_2Si внутри зерен на стадии старения приводит к дисперсионному упрочнению при термической обработке.

Предыдущие исследования по улучшению механических свойств касались термообработки, выделения и дисперсионного упрочнения [7–9]. Так, Мротка-Новотник с сотр. [9] исследовали влияние термообработки алюминиевых сплавов 6005 и 6082 на микроструктуру и механические свойства. Они сообщают, что при гомогенизации сплава 6082 при температуре 570°C, может происходить превращение β -AlFeSi-фазы в более сфероидальную α -Al(FeMn)Si-фазу. Частицы β -Mg₂-Si-фазы присутствуют в виде очень мелкодисперсных выделений. Кроме того, в процессе естественного старения наблюдалось увеличение твердости исследуемых сплавов.

В предыдущих работах [10–13] выявлено также выделение легирующих элементов в виде мелкодисперсных частиц внутри зерен, приводящее к дисперсионному упрочнению на стадии старения. При этом обнаружено, что механизм старения при термообработке, отвечающий за упрочнение, основан на образовании интерметаллических фаз при распаде метастабильного перенасыщенного твердого раствора, образующегося в результате обработки на твердый раствор и закалки. Таким образом, на механические свойства (предел прочности на растяжение, предел текучести, удлинение и твердость) этих сплавов влияет присутствие выделений.

Целью настоящей работы является изучение влияния давления сжатия и термообработки T₆ на структуру и свойства алюминиевого сплава AA6063. Особый интерес представляет различие микроструктуры и механических свойств сплава, полученного литьем в кокиль, и сплава, изготовленного литьем под давлением с последующей термообработкой T₆.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Использовали алюминиевый сплав AA6063. Его химический состав: 0.26% Si, 0.01% Cu, 0.11% Mn, 0.25% Fe, 0.26% Mg, 0.03% Cr и остальная часть Al.

Сплав изготавливали в электрической печи сопротивления. На рис. 1 показана экспериментальная установка для литья под давлением, в которой давление на расплавленный металл поддерживалось неизменным до окончания затвердевания. Условия изготовления образцов приведены в табл. 1.

Слиток был подвергнут термообработке T₆, включающей обработку на твердый раствор и старение. Сначала выполнялась гомогенизация сплава AA6063 при температуре 590°C в течение 8 ч с последующей закалкой в воду при комнатной температуре и затем проводили старение при 160°C в течение 4 ч. После термообработки исследовали микроструктуры и механические испытания образцов. Микроструктуру исследуемого сплава наблюдали с помощью оптического мик-

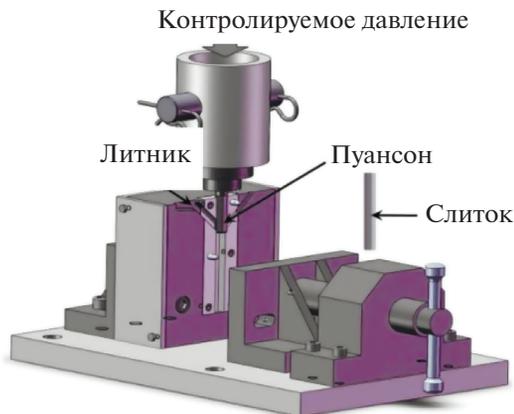


Рис. 1. Экспериментальная установка для литья под давлением.

роскопа Nikon. После окончательной полировки выполняли травление образцов в растворе ортофосфорной кислоты. Морфологию фаз наблюдали на сканирующем электронном микроскопе (SEM) LEO 435VP. Химический состав интерметаллидов определяли на устанавливаемом на электронном микроскопе энергодисперсионном спектрометре (EDS) производства компании Thermo Noran. Частицы интерметаллидов в сплаве, после литья и после термообработки идентифицировали с помощью рентгенодифракционного анализа. Свойства при растяжении образцов, изготовленных литьем в кокиль и литьем под давлением, определяли на универсальной машине для испытания на растяжение MTS 810. Размеры и форма образцов для испытаний на растяжение приведены на рис. 2. Испытания выполняли при контроле перемещения начиная со скорости деформирования 10⁻³ м с⁻¹. Для определения твердости использовали прибор для измерения твердости по Викерсу (HV) с приложением нагрузки 0.3 кг в течение 10 с. Для каждого состояния было проведено десять измерений и определено среднее значение. Все механические испытания выполняли при комнатной температуре.

Таблица 1. Условия изготовления слитков

Температура разливки	Температура предварительного нагрева матрицы	Давление сжатия, МПа
750°C	250°C	0
		40
		80
		110

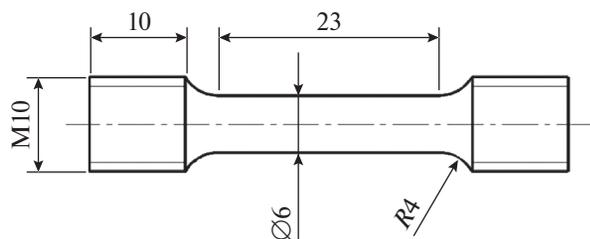


Рис. 2. Геометрия вырезаемых из слитков образцов для испытаний на растяжение.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

1. Микроструктурные характеристики сплава в литом состоянии

Как видно из рис. 3, на котором приведена оптическая микрофотография структуры сплава AA6063 в состоянии после литья, в матрице α -Al наблюдается три типа частиц: игольчатые частицы фазы, обогащенной Fe, крупные частицы черного цвета и серые частицы неправильной формы. С помощью EDS-анализа удалось идентифицировать светло-серые игольчатые частицы Fe-содержащих интерметаллидов как фазу β - Al_5FeSi . Кроме того, EDS-анализ показал, что овальные частицы являются частицами Mg_2Si . При литье сильно легированного сплава бxxx образуются сложные интерметаллиды. Так как железо является всепроникающим примесным элементом и имеет очень низкую растворимость в алюминии, обогащенные железом фазы можно обнаружить во всех алюминиевых сплавах. В исследуемом сплаве AA6063 после литья наличие марганца, хрома и меди приводит к образованию частиц $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$. Структура сплава представляет из себя твердый α -раствор с частицами интерметаллидов Al_5FeSi и Mg_2Si , локализованными вдоль границ. Количество и морфология фаз изменяются в зависимости от прилагаемого

давления (рис. 3). При давлении 0 МПа появляется больше сферических частиц, тогда как при давлении 110 МПа количество фазы Mg_2Si при затвердевании уменьшается, но она остается преобладающей, хотя и в меньшей степени.

Микрофотографии структуры (рис. 4) показывают, что размер дендритов в образцах, полученных при литье под давлением, очень мал. Действительно, приложение давления приводит к возрастанию скорости охлаждения затвердевающего сплава, за счет уменьшения воздушного зазора между сплавом и стенкой матрицы и, следовательно, увеличения эффективной площади контакта. Очевидно, что увеличение степени переохлаждения и коэффициента теплопередачи приведет к уменьшению размера зерна сплава, получаемого литьем под давлением [14–17]. В результате структура образца становится более мелкой, как видно из рис. 4.

2. Эволюция микроструктуры при термообработке T6

На рис. 5 показано изменение микроструктуры сплава AA6063 после термообработки T6 в зависимости от давления, приложенного при литье. Видно, что микроструктура сплава в образцах, изготовленных с приложением более высокого давления, является более мелкой, однородной, с частицами меньших размеров.

Результаты настоящего исследования показывают, что приложение высокого давления на расплав влияет на микроструктуру.

Кроме того, мелкозернистая структура, наблюдаемая в образцах, полученных литьем под давлением, по-видимому, обусловлена увеличением скорости охлаждения из-за более высокого коэффициента теплопередачи за счет плотного контакта между расплавом и матрицей [18, 19].

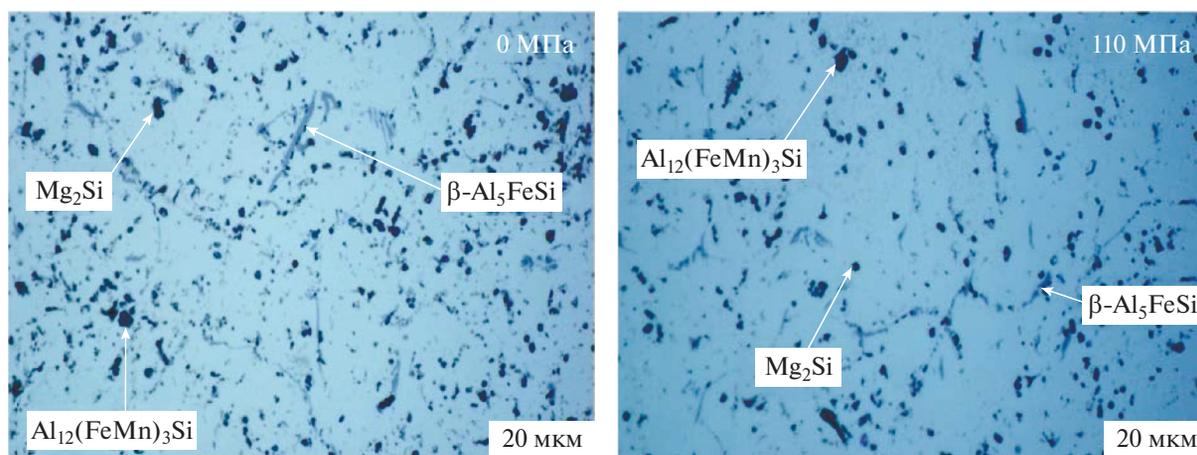


Рис. 3. Структура сплава AA6063 в состоянии после литья. Оптическая микрофотография.

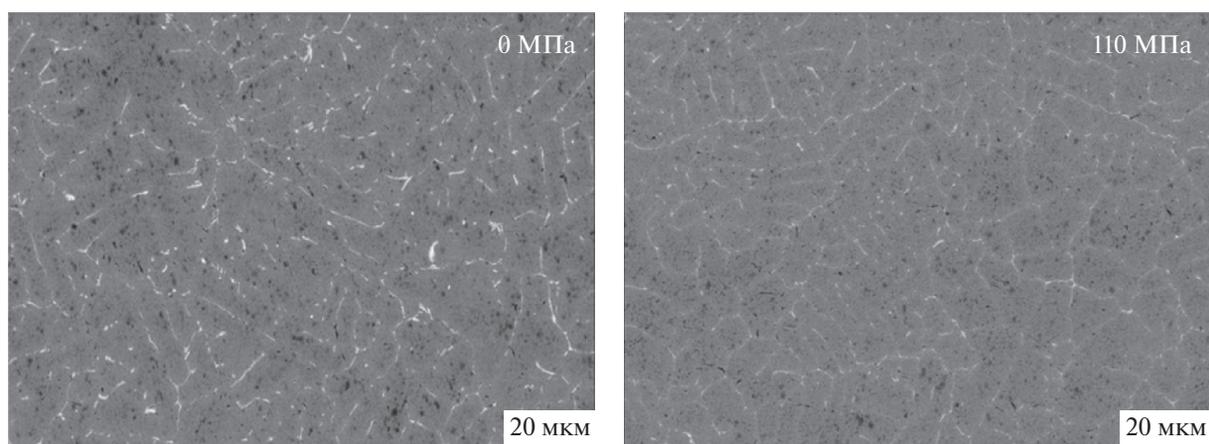


Рис. 4. Микроструктура сплава AA6063 в состоянии после литья, полученная с помощью сканирующего электронного микроскопа.

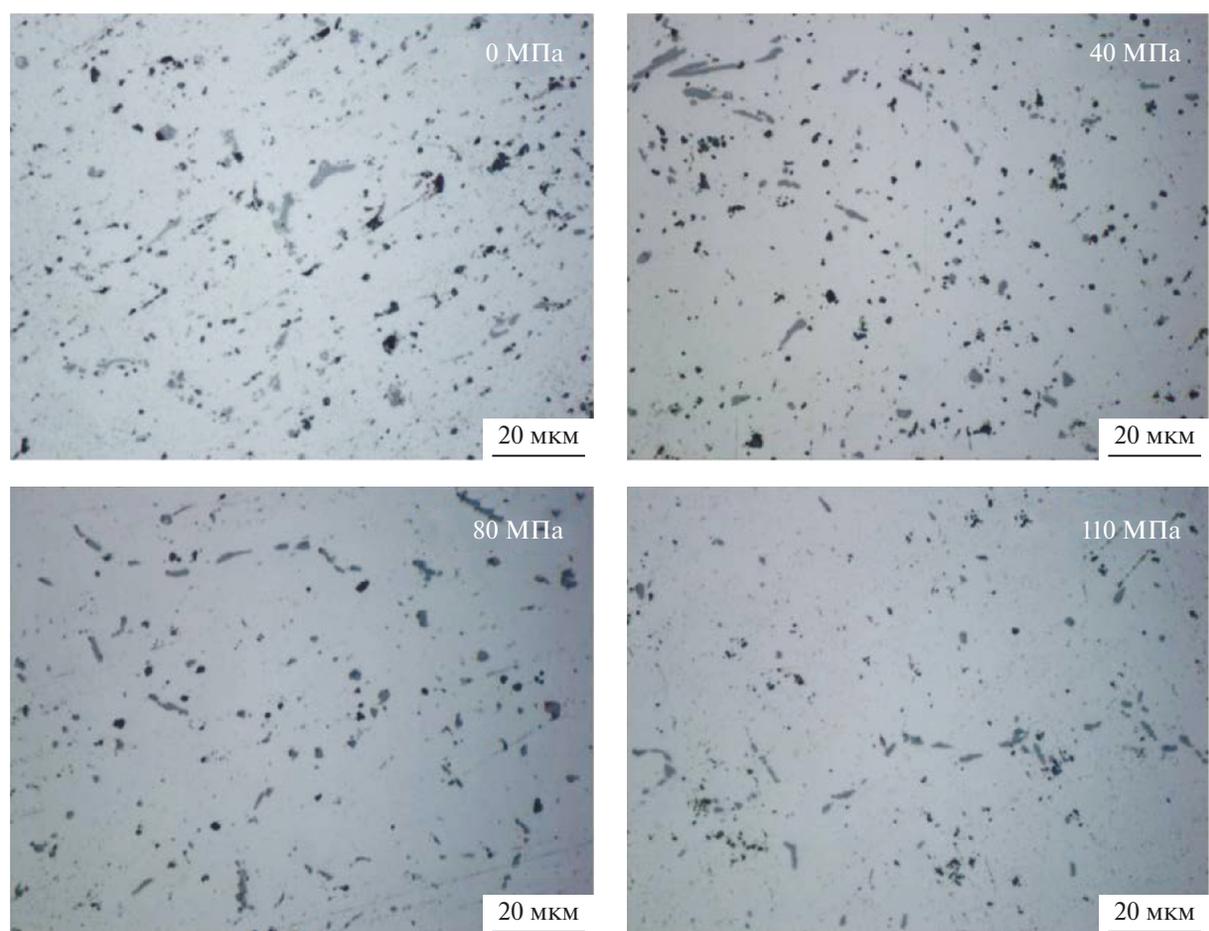


Рис. 5. Микроструктура сплава AA6063 после термообработки T6.

Хорошо известно, что прилагаемое давление и режимы литья будут непосредственно влиять на состав и объемную долю интерметаллических фаз. При давлении 0, 40, 80 и 110 МПа средняя

объемная доля частиц Mg_2Si снижается и составляет 21.84, 15.98, 10.76 и 7.57% соответственно.

Термообработка T6 приводит примерно к той же самой микроструктуре. При гомогенизации

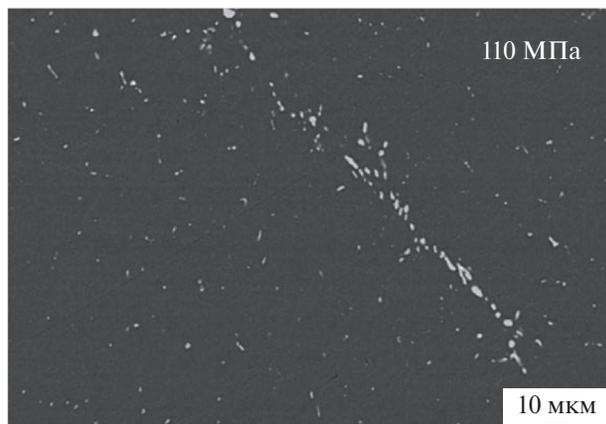


Рис. 6. Полученное с помощью сканирующего электронного микроскопа изображение распределения частиц Mg_2Si после термообработки Т6.

сплава при температуре $590^\circ C$ может происходить превращение фазы $\beta-AlFeSi$ в более сфероидальную фазу $\alpha-Al(FeMn)Si$ [6]. Предполагается, что очень мелкие выделения являются частицами фазы $\beta-Mg_2Si$ [9]. Растворимость силицида магния существенно возрастает с увеличением времени обработки на твердый раствор, что приводит к увеличению количества растворенного в алюминии Mg_2Si [20]. При закалке $Mg-Si$ удерживается в твердом растворе. Поэтому при комнатной температуре фаза Al будет содержать $Mg-Si$ в перенасыщенном твердом растворе [21]. При старении выделение фаз Si и Mg_2Si происходит в насыщенном твердом растворе алюминия (Al) согласно последовательности выделения для сплавов $Al-Mg-Si$ с избытком Si . Выделения кремния в основном распределяются в дендритах (Al) и некоторые из них могут наблюдаться в области эв-

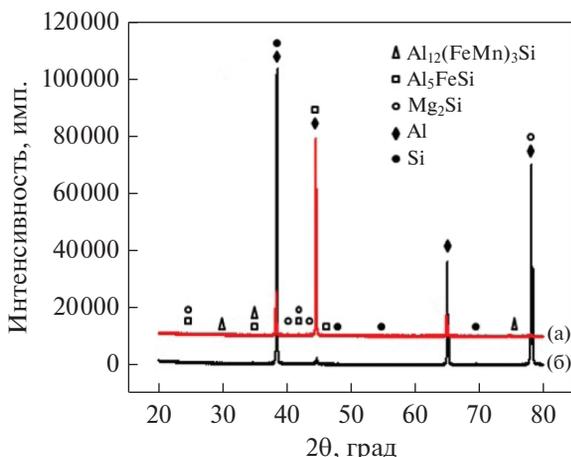


Рис. 7. Дифрактограммы сплава, полученного литьем в кокиль и литьем под давлением, после термообработки Т6: (а) 0 МПа; (б) 110 МПа.

тектики [22]. Выделившиеся фазы равномерно распределяются в структуре по мере увеличения времени старения [23].

На рис. 6 изображены выделившиеся мелкие частицы Mg_2Si . Структура в основном состоит из нерастворимых частиц сложных соединений Cu , Fe и Al и нескольких частиц Mg_2Si , показанных на рис. 4, как темные области (в зависимости от условий получения изображения) в матрице твердого раствора.

Из-за своего небольшого размера эти выделения в данном исследовании не могли наблюдаться методами SEM. Частицы Mg_2Si являются основной упрочняющей фазой в алюминиевом сплаве АА6063, которая образуется при старении на максимальную твердость и диффузно распределена в матрице, что видно на изображениях, полученных с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ТЕМ) в работе Юань-чуня с сотр. [24].

Результаты SEM подтверждаются рентгеновским дифракционным анализом (XRD). Этот метод был использован для подтверждения результатов классификации фаз на основе металлографического исследования. Дифракционный рентгеновский спектр сплава АА6063, полученного литьем в кокиль и литьем под давлением 110 МПа, после термообработки Т6 приведен на рис. 7.

3. Механические свойства сплава АА6063

По результатам испытаний на растяжение, представленным на рис. 8, было установлено, что механические свойства сплава АА6063 тесно связаны с его микроструктурой. Можно наблюдать, что при изменении микроструктуры сплава за счет измельчения и изменения морфологии фаз происходит увеличение прочности. За счет использования в настоящем исследовании обработки Т6 удалось достигнуть значительного улучше-

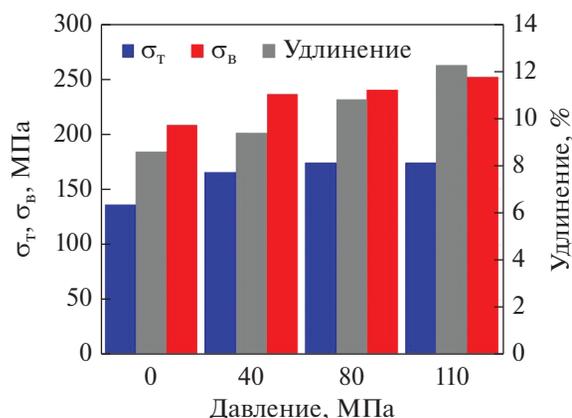


Рис. 8. Влияние прилагаемого давления на предел прочности и предел текучести при растяжении сплава АА6063 после термообработки Т6.

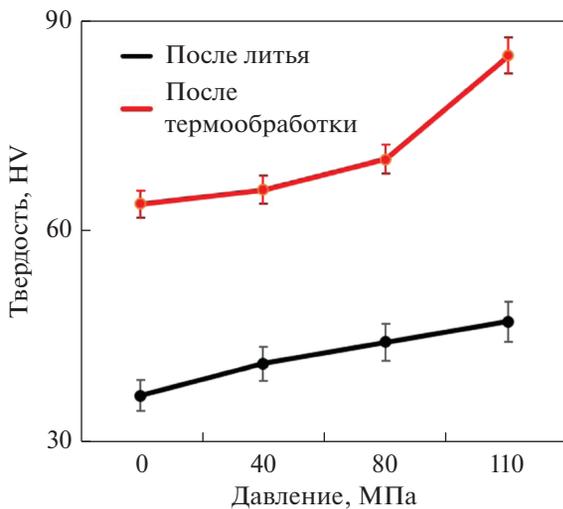


Рис. 9. Твердость сплава AA6063 после литья и термообработки Т6.

ния таких свойств при растяжении, как предел прочности при растяжении (σ_B) и предел текучести (σ_T), для образцов сплава, полученных литьем в кокиль и литьем при различной величине давления. Кроме того, свойства сплава при растяжении улучшаются при увеличении прилагаемого давления. Образцы, изготовленные литьем в кокиль, имеют меньшее значение σ_B по сравнению с образцами, полученными литьем под давлением. Из рис. 8 также видно, что повышение давления при литье с 40 до 110 МПа приводит к увеличению σ_B с 239.5 до 251.4 МПа. Кроме того, при этом увеличивается удлинение. Например, для данного сплава, отлитого при 110 МПа, значение удлинения (δ) увеличилось до 12.26% по сравнению с образцами, полученными литьем в кокиль.

При термообработке Т6 исследуемого сплава AA6063 наблюдалось повышение твердости, проиллюстрированное на рис. 9. Видно, что повышение величины давления приводит к резкому увеличению твердости, как при выполнении термообработки, так и без нее. Значения твердости для образцов после термообработки Т6 составили 63.7, 65.7, 70.1 и 84.8 HV при изменении прилагаемого давления 0, 40, 80 и 110 МПа соответственно. Улучшение свойств при растяжении для образцов, полученных литьем, связано, в основном, с уменьшением газовой и усадочной пористости и измельчением микроструктуры.

Для объяснения полученных результатов необходимо сначала изучить влияние микроструктурных характеристик выделений на механические свойства, с учетом их состава, морфологии, объемной доли, числовой плотности, распределения по размерам и степени растворения легирующих компонент в фазе матрицы. Искусственное

старение сплава AA6063 приводит к дисперсному упрочнению (Mg_2Si), разрушению дендритной структуры, снижению сегрегации легирующих элементов, сфероидизации кристаллов кремния и улучшению сцепления между частицами второй фазы и алюминиевой матрицей. Поэтому можно предположить, что наиболее важную роль в увеличении удлинения при термообработке играет морфология частиц Mg_2Si . При этом наблюдается также увеличение σ_B , обусловленное снижением уровня концентрации напряжений по краям частиц кремния. Кроме того, сплавы после термообработки имеют повышенную твердость. Таким образом, представленные результаты хорошо согласуются с результатами предыдущих исследований [20–26], свидетельствующих о том, что термообработка влияет на механические свойства сплавов AA6xxx.

ВЫВОДЫ

Исследовалось влияние прилагаемого давления и термообработки Т6 на микроструктуру и механические свойства сплава AA6063, изготовленного литьем под давлением. Ниже приведены основные выводы:

- Для измельчения микроструктуры достаточно повышения прилагаемого давления до 110 МПа. Также наблюдалось, что термообработка Т6 приводит к изменению морфологии частиц и образованию двух типов частиц в матрице алюминия: частицы черного цвета Mg_2Si и серые частицы неправильной формы $Al_{12}(FeMn)_3Si$.
- Как увеличение давления при литье (40–110 МПа) так и термообработка Т6 приводят к улучшению механических свойств, а именно: повышению предела прочности при растяжении до 251.4 МПа, предела текучести до 179.1 МПа и твердости до 84.8 HV.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Karabay S., Zeren M., Yilmaz M. Investigation of extrusion ratio effect on mechanical behaviour of extruded alloy AA-6101 from the billets homogenised-rapid quenched and as-cast conditions // J. Mater. Process. Technol. 2004. V. 160. P. 138–147.
2. Su J.F., Nie X., Stoilov V. Characterization of fracture and debonding of Si particles in AlSi alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2010. V. 527. P. 7168–7175.
3. Adeosun S.O. Stress variation in cup forming. Ph.D. Thesis. University of Lagos. Lagos. Nigeria. 2006.
4. Kuijpers N.C.W., Kool W.H., Koenis P.T.G., Nilsen K.E., Todd I., van der Zwaag S. Assessment of different techniques for quantification of α -Al(FeMn)Si and β -AlFeSi intermetallics in AA 6xxx alloys // Mater. Character. 2003. V. 49. P. 409–420.

5. *Sha G., O'Reilly K., Cantor B., Worth J., Hamerton R.* Growth Related Metastable Phase Selection in a 6xxx Series Wrought Al Alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2001. V. 304–306. P. 612–616.
6. *Lasa L., Rodriques-Ibade J.M.* Wear behaviour of eutectic and hypereutectic Al–Si–Cu–Mg casting alloys tested against a composite brake pad // *Mater. Sci. Eng. A.* 2003. V. 363. P. 193–202.
7. *Gupta A.K., Lloyd D.J., Court S.A.* Precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with and without excess Si // *Mater. Sci. Eng. A.* 2001. V. 316. P. 11–17.
8. *Adeosun S.O., Balogun S.A., Sekunowo O.I., Usman M.A.* Effects of Heat Treatment on Strength and Ductility of Rolled and Forged Aluminum 6063 Alloy // *JMMCE.* 2010. V. 9. P. 763–773.
9. *Mrówka-Nowotnik G., Sieniawski J.* Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys // *J. Mater. Process. Technol.* 2005. V. 162–163. P. 367–372.
10. *Zhao H., Bai H., Wang J., Guan S.* Preparation of Al–Ti–C–Sr master alloys and their refining efficiency on A356 alloy // *Mater. Character.* 2009. V. 60. P. 377–383.
11. *Muzaffer Z., Erdem K., Serap G.* Influence of Cu addition on microstructure and hardness of near-eutectic Al–Si–xCu-alloys // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 2011. V. 21. P. 1698–1702.
12. *Mrówka-Nowotnik G., Sieniawski J.* Microstructure and mechanical properties of C355.0 cast aluminium alloy // *Archiv. Mater. Sci. Eng.* 2011. V. 47. № 2. P. 85–94.
13. *Zhang D.L., Zheng L.H., StJohn D.H.* Effect of a short solution treatment time on microstructure and mechanical properties of modified Al–7 wt % Si–0.3 wt % Mg alloy // *J. of Light Metals.* 2002. V. 2. P. 27–36.
14. *Souissi S., Ben Amar M., Bradai C.* Experimental investigation on microstructure and mechanical properties of direct squeeze cast Al–13%Si alloy // *Strength of Materials.* 2012. V. 44. № 3. P. 337–345.
15. *Souissi S., Ben Amar M., Bradai C.* Microstructure characterization and tensile properties of direct squeeze cast and gravity die cast 2017A wrought Al alloy // *Int. J. Mater. Form.* 2013. V. 6. P. 249–254.
16. *Barhoumi H., Souissi S., Ben Amar M., Elhalouani F.* Influence of heat treatment on the microstructures and mechanical properties of squeeze cast AlSi9Cu3 alloys // *Int. J. Microstructure and Materials Properties.* 2015. V. 10. P. 472–487.
17. *Barhoumi H., Souissi S., Ben Amar M., Elhalouani F.* Investigation of the microstructure and mechanical properties of squeeze cast Al–11% Si alloy heat treated // *Kovove Mater.* 2016. V. 54. P. 249–256.
18. *Chadwick G.A., Yue T.M.* Principles and applications of squeeze castings // *Met. Mater.* 1989. V. 5. P. 6–12.
19. *Lee J.H., Kim H.S., Won C.W., Cantor B.* Effect of the gap distance on the cooling behavior and the microstructure of indirect squeeze cast and gravity die cast 5083 wrought Al alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2002. V. 338. P. 182–190.
20. *Bray G.H., Glazov M., Rioja R.J., Gangloff R.P.* Effect of artificial aging on the fatigue crack propagation resistance of 2000 series aluminum alloys // *Int. J. Fatigue.* 2001. V. 23. P. S265–S276.
21. *Gavgali M., Totik Y., Sadeler R.* The effects of artificial aging on wear properties of AA 6063 alloy // *Mater. Lett.* 2003. V. 57. P. 3713–3721.
22. *Edwards G.A., Stiller K., Dunlop G.L., Couper M.J.* The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys // *Acta. Mater.* 1998. V. 46. P. 3893–3904.
23. *Ran G., Zhou J.E., Wang Q.G.* Precipitates and tensile fracture mechanism in a sand cast A356 aluminum alloy // *J. Mater. Process. Technol.* 2008. V. 207. P. 46–52.
24. *Yuan-chun H., Xu-yu Y., Tao Q.* Microstructure and mechanical properties of cryo-rolled AA6061 Al alloy // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 2016. V. 26. P. 12–18.
25. *Kai T., Qiang D., Yanjun L.* Modelling microstructure evolution during casting, homogenization and ageing heat treatment of Al–Mg–Si–Cu–Fe–Mn alloys // *Calphad.* 2018. V. 63. P. 164–184.
26. *Zedi L., Chong L., Yongchang L., Liming Y., Qianying G., Huijun L.* Effect of heat treatment on microstructure and mechanical property of Al–10% Mg₂Si alloy // *J. Alloys. Compd.* 2016. V. 663. P. 16–19.