

Получение и обработка расплавов

карбиды $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ с большей микротвердостью, обеспечивающие лучшую износостойкость. Микротвердости интегральная и структурных составляющих опытных сплавов приведены в табл. 6.

Таблица 6. Микротвердость опытных сплавов

Номер сплава	Интегральная	Микротвердость фаз, H_{30}		
		матрица	эвтектика	карбиды
1	643-916	389-467	547-551	958-1103
2	691-916	219-426	515-686	1219-1284
3	691-916	290-389	285-297	1051-1159

Анализ данных показывает, что микротвердость опытных сплавов (1-3) отличается незначительно. Опытные сплавы имеют более твердую матричную основу и менее твердые ледебуритные колонии, причем участки ледебурита с точечными вкраплениями имеют наибольшую микротвердость. Вытянутые пластины карбида хрома $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ имеют более низкую микротвердость по сравнению с карбидами того же состава, но имеющими шестигранную форму. Также наблюдался некоторый разброс значений микротвердости карбидной фазы, вызванный анизотропией свойств, в продольных и поперечных сечениях. Проведенные исследования подтвердили, что количество карбидной фазы зависит, прежде всего, от содержания углерода в металле, а структура карбидов определяется содержанием хрома.

Исследованные сплавы могут применяться в качестве износостойких материалов, причем в условиях абразивного изнашивания преимущество имеет сплав 1, а в нейтральных и абразивно-коррозионных средах более устойчивы сплавы 2, 3, содержащие больше 12 % Cr.

В заключение следует отметить, что использование отходов металлургического производства открывает возможности дополнительного обеспечения литейного производства упрочняющими легирующими присадками. Причем важным преимуществом технологии легирования чугунов за счет шлаковой фазы является то, что вследствие небольших концентраций вводимой присадки процессы плавки существенно не усложняются, а значительная разница в стоимости отходов и чистых ферросплавов позволяет окупить все затраты.

Список литературы

1. *Цыпин И. И.* Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. - М.: Металлургия, 1983. - 176 с.
2. *Гиршович Н. Г.* Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. - М.: Машиностроение, 1966. - 562 с.

Поступила 16.10. 2008

УДК 669.2/8-034.7

В. А. Шаломеев, Э. И. Цивирко, В. В. Лукинов*, В. П. Пирожкова, Н. Н. Бурова

Запорожский национальный технический университет, Запорожье

*ОАО «Мотор-Сич», Запорожье

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Мл-5 ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА

Исследовано влияние высокотемпературной обработки (ВТО) магниевого расплава на макро- и микроструктуру сплава Мл-5. Выбран оптимальный режим ВТО, обеспечивающий повышение физико-механических свойств сплава.

Досліджено вплив високотемпературної обробки (ВТО) магнієвого розплаву на макро- і мікроструктуру сплаву Мл-5. Обрано оптимальний режим ВТО, що забезпечує підвищення фізико-механічних властивостей сплаву.

Influence high-temperature processings (HTP) of magnesian liquid metal on macro-and a microstructure of alloy Ml-5 is investigated. The optimum mode of HTP providing increase physics of mechanical properties of an alloy is chosen.

Ключевые слова: высокотемпературная обработка, литые магниевые сплавы, макро- и микроструктура сплавов, лигатуры, чушки.

Возрастающие требования к надежности и ресурсу авиационных двигателей, а также безопасности полетов летательных аппаратов определяют применение в их производстве технологий, которые обеспечивают повышение надежности и ресурса ответственных деталей [1], значительное количество которых изготавливается из магниевых сплавов.

В формировании высокого качества и механических свойств литых магниевых сплавов важнейшая роль принадлежит макро- и микроструктуре, на которую существенно влияют металлургические факторы, в частности, получение однородного расплава после его ВТО.

Многочисленные исследования физических свойств и строения жидких сплавов свидетельствуют о том, что в большинстве случаев металл вблизи температуры кристаллизации представляет собой неравновесную смесь компонентов [2] – следствие длительности процессов релаксации их ближнего структурного порядка и сохранения в них элементов строения исходных шихтовых материалов, которыми являются динамические образования – кластеры, дисперсные коллоидные частицы, твердые тугоплавкие включения типа карбидов и интерметаллидов [3]. При переходе металла из жидкого состояния в твердое эти образования существенно влияют на морфологию структуры.

Существуют разные способы перевода расплава в равновесное состояние: электромагнитное перемешивание, воздействие ультразвуком, высокочастотные механические колебания и т. п. Однако, наиболее доступным и эффективным методом формирования равновесной структуры является тепловое воздействие. При этом процесс перехода системы в состояние равновесия в результате ее нагрева происходит не монотонно, а при достижении определенных температур, которые соответствуют процессам наиболее интенсивного разрушения неравновесных составляющих расплава и изменения их структуры [4]. В качестве шихтовых материалов при выплавки сплава Мл-5 для авиационных отливок используют магниевые чушки, лигатуры, отходы собственного производства. Различная структура и качество применяемых шихтовых материалов, разная степень их легированности обуславливают микронеоднородное состояние расплава. При этом часть структурных составляющих и после плавления сохраняется в расплаве в виде микрогруппировок, существенно влияющих на микроструктуру затвердевающего металла.

Структура литых магниевых сплавов, наряду с химическим составом, является одним из основных факторов, определяющих такие их свойства, как прочность, пластичность, жаропрочность и др. Поэтому получение мелкозернистой структуры с помощью ВТО является важным условием, обеспечивающим высокий комплекс механических свойств и повышенную работоспособность материала.

В настоящем исследовании изучали влияние ВТО расплава на структурообразование и свойства отливок из магниевого сплава Мл-5.

Магниевый сплав Мл-5 выплавляли в индукционной тигельной печи типа ИПМ-500 по серийной технологии. Рафинирование расплава флюсом ВИ-2 (38-46 $MgCl_2$, 32-43 KCl , 9-11 $CaCl_2$, 5-9 $BaCl_2$, 35 % CaF_2) проводили в раздаточной печи, после чего расплав перегревали до температур в диапазоне от 700 до 950 °С, выдерживая при заданной температуре 5 мин, а затем порционно отбирали ковшем расплав, охлаждали до температуры 750 °С и заливали стандартные образцы диаметром 12 мм для механических испытаний в песчано-глинистую форму. Образцы проходили термическую обработку в печах типа Бельвю и ПАП-4М по режиму: закалка от 415^{±5} °С, выдержка 15 ч, охлаждение на воздухе и старение при 200^{±5} °С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе.

Временное сопротивление разрыву (σ_B) и относительное удлинение (δ) образцов определяли на разрывной машине Р5 при комнатной температуре, длительную прочность при различных температурах - на разрывной машине АИМА 5-2 на образцах с рабочим диаметром 5 мм по ГОСТу 10145-81.

Микроструктуру отливок изучали методом световой микроскопии («Neophot 32») на термически обработанных образцах после травления реактивом, состоящем из 1 % азотной кислоты, 20 % уксусной кислоты, 19 % дистиллированной воды, 60 % этиленгликоля. Микрофрактографический анализ металла проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM 6360LA с приставкой для рентгено-спектрального микроанализатора.

Микротвердость структурных составляющих сплава определяли на микротвердомере фирмы «Buehler» при нагрузке 0,1 Н.

Химический состав сплава различных вариантов ВТО расплава удовлетворял требованиям ГОСТа 2856-79 и по содержанию основных элементов находился примерно на одном уровне, %: 8,65 Al; 0,20 Mn; 0,32 Zn; 0,022 Fe; 0,08 Si; 0,0023 Cu.

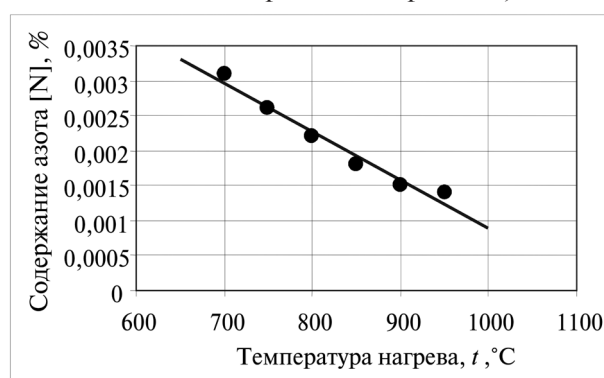
Содержание азота в сплаве Мл-5 определяли химическим методом, содержание углерода – на установке экспресс-анализатора АН-7529. Зависимости содержания углерода и азота в сплаве от температуры перегрева расплава представлены на рис. 1. Получены уравнения регрессии, описывающие зависимости содержания углерода (1) и азота (2) в магниевом сплаве от ВТО расплава. Расчитанные коэффициенты корреляции (r) для полученных функциональных зависимостей свидетельствуют о высокой достоверности экспериментальных данных.

$$[C] = 0,1515 - (1,4 \cdot 10^{-4}) \cdot t, \% \quad r = 0,99; \quad (1)$$

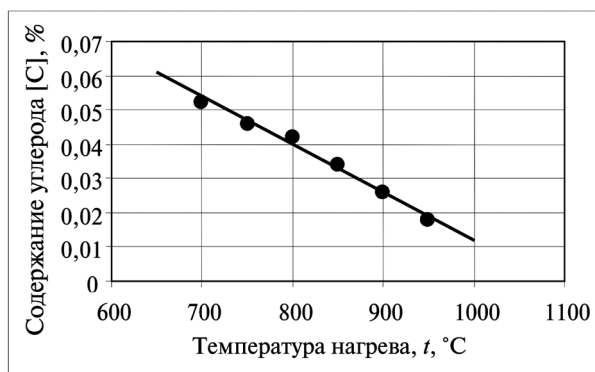
$$[N] = 0,0078 - (6,9 \cdot 10^{-6}) \cdot t, \% \quad r = 0,98. \quad (2)$$

Изучение макроструктуры исследуемых вариантов показало, что повышение температуры перегрева расплава до 900 °С приводило к измельчению макрозерна, дальнейшее же повышение температуры перегрева приводило к его огрублению (рис. 2).

Фрактографические исследования сплава Мл-5 различных вариантов перегрева, выполненные на электронном микроскопе, показали, что металл без перегрева имеет хрупкий излом с крупноблочной структурой и участками межзеренного разрушения (рис. 3, а). Повышение температуры перегрева металла до 900 °С значительно измельчает зерно, образуется квазихрупкий излом с отдельными элементами вязкой составляющей (рис. 3, б). Повышение температуры перегрева металла до 950 °С вновь приводит к укрупнению зерна и образованию хрупкого излома (рис. 3, в).



а



б

Рис. 1. Зависимости содержания азота (а) и углерода (б) в сплаве Мл-5 от ВТО расплава

Металлографическим исследованием установили, что основными структурными составляющими сплава Мл-5, отлитого по стандартной технологии, являются δ -твердый раствор, эвтектика типа $\delta + \gamma$ (Mg_4Al_3), интерметаллид γ (Mg_4Al_3) и марганцовистая фаза. Эвтектическая фаза была сосредоточена на границах зерен. Интерметаллидная фаза выделялась в виде частиц глобулярной формы. В процессе термической обработки происходило эвтектоидное превращение, в результате чего наблюдалось выделение эвтектоида $\delta + \gamma$ (Mg_4Al_3),

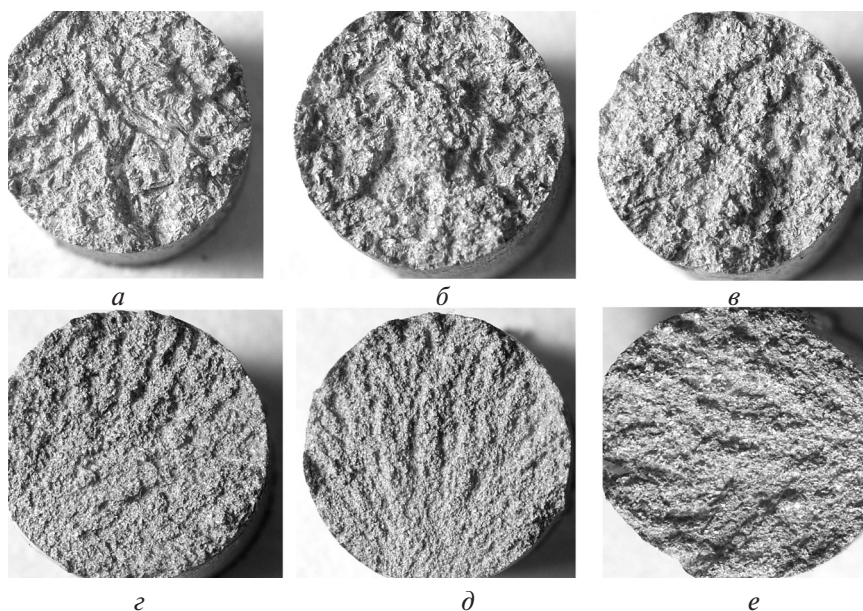


Рис. 2. Строение изломов сплава Мл-5 после ВТО, °С: а - 700; б - 750; в - 800; г - 850; д - 900; е - 950, х2,5

имеющего вид чередующихся пластин (рис. 4, а). Наряду с этим в исследуемых сплавах выявлялись пограничные структуры Mg_4Al_3 в форме вырожденной эвтектики белого цвета. ВТО расплава приводила к измельчению зерна металла, при этом максимальный эффект измельчения достигался при перегреве расплава до 900 °С (рис. 4, б-д), а дальнейшее повышение температуры перегрева приводило к росту зерна (рис. 4, е).

Микрорентгеноспектральный анализ сплава, перегретого до 900 °С (рис. 5), показал, что металлическая матрица представляет собой твердый раствор алюминия в магнии. Интерметаллиды в сплаве были двух типов: одни состоят только из магния и алюминия в виде Mg_4Al_3 , другие представляют комплексные соединения, расположенные преимущественно по границам зерен и содержащие кроме магния и алюминия дополнительно марганец и железо.

Качественный и количественный анализы неметаллических включений в сплаве показали, что они отличаются морфологией и топографией в зависимости от температуры перегрева металла.

В исходном металле неметаллические включения располагались как по границам, так и в центре зерен и имели аморфную микроструктуру. На границе зерен они были неправильной формы (кружевная, пленочная) и имели серо-голубой цвет. Внутри зерен – серо-розовые округлой формы. Аморфная микроструктура исследуемых включений, отсутствие кристаллографических форм, а также переменная прозрачность, свиде-

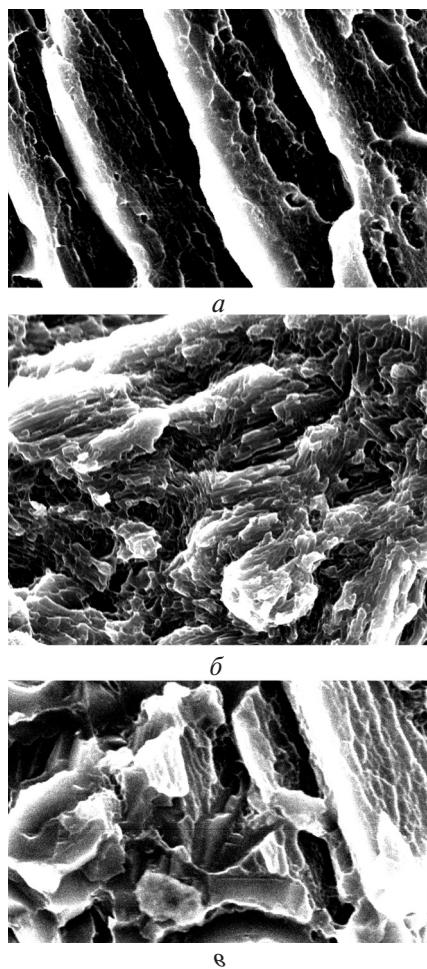


Рис. 3. Микрофрактограммы изломов сплава Мл-5 после ВТО, °С: а - 700; б - 900; в - 950, х3500

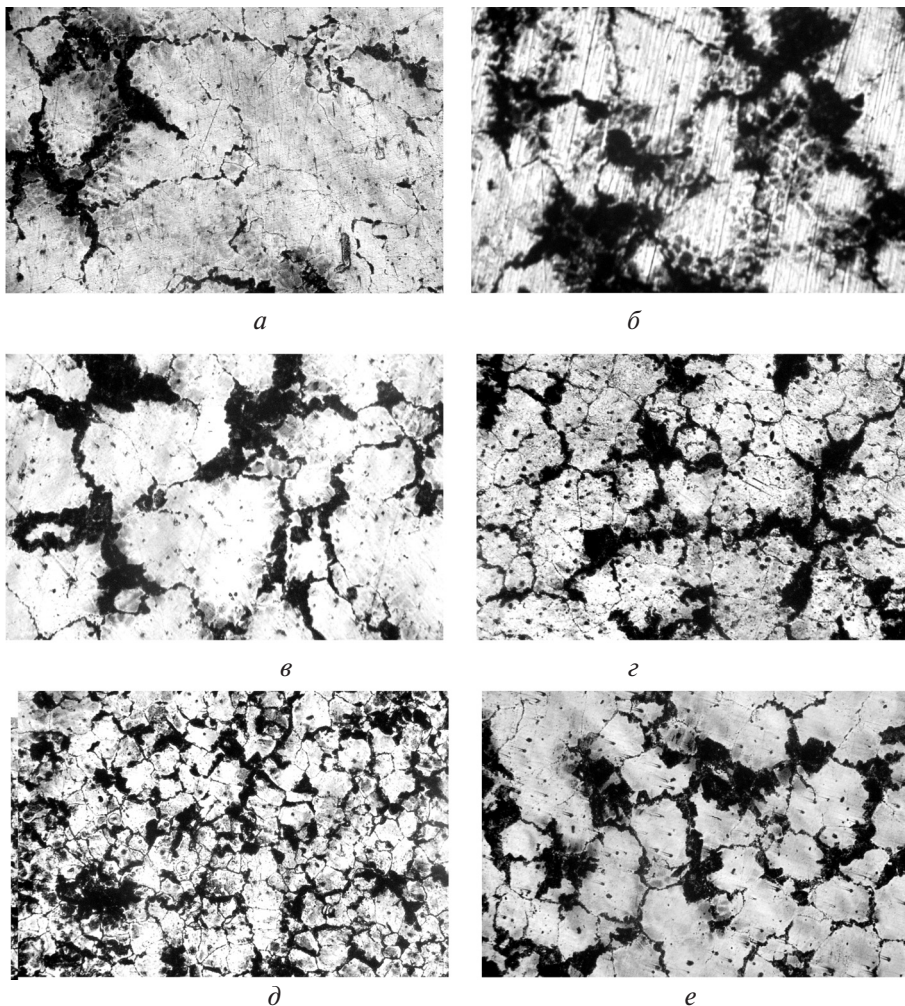
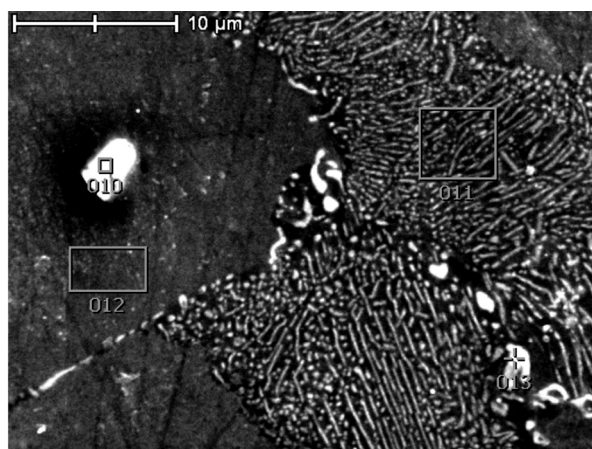


Рис. 4. Микроструктура термообработанного сплава Мл-5 после ВТО расплава, °С: а - 700; б - 750; в - 800; г - 850; д - 900; е - 950, х200

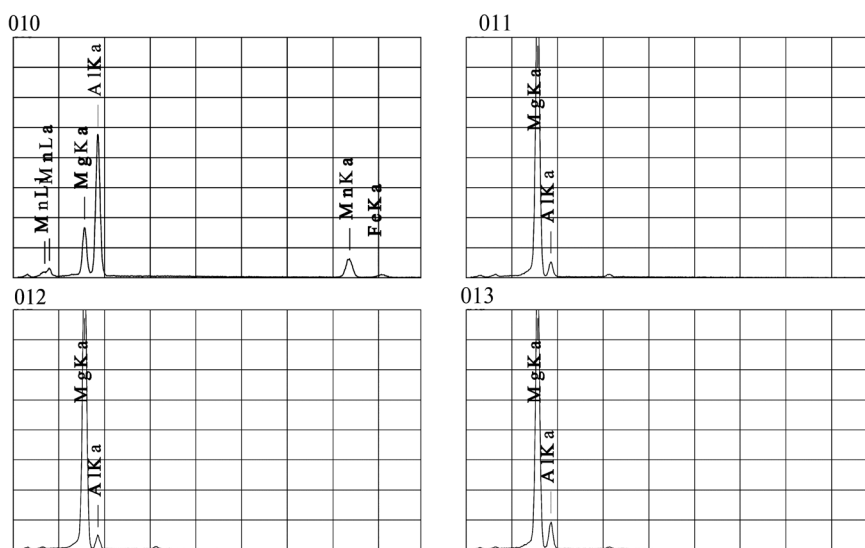
тельствующая о метастабильности состава, позволяют отнести их к твердым растворам сложного состава.

Перегрев металла трансформирует неметаллические включения, видоизменяя их форму, размеры, количество и распределение в объеме металла (табл. 1). Особенно заметно изменяются морфология и топография серо-голубых включений. Они приобретают призматическую или пластинчато-призматическую форму и более стабильную прозрачность. Выделяются не только по границам, но и в теле зерна, нередко в сочетании с серо-розовыми включениями, которые в свою очередь приобретают кристаллическую микроструктуру, образуя четырех- и шестигранную формы, характерные для нитридов и оксинитридов сложного состава. Следует отметить, что некоторые частицы исследуемых фаз в результате диффузионных процессов образуют поры, где наблюдаются четко ограненные мелкие кристаллики золотисто-желтого цвета с характерной анизотропией, что позволяет отнести их к Al_4C_3 , последние вполне могут быть дополнительными центрами кристаллизации и измельчать зерно.

Количественная оценка неметаллических включений исследуемых вариантов сплава Мл-5 показала, что ВТО расплава уменьшило их количество на 40 %, при этом заметно увеличило их присутствие по границам зерен и уменьшило внутри зерна. Средний размер включений как внутри зерна, так и по их границам практически не менялся и не зависел от ВТО расплава.



a ×3500



б

Memo	Mg	Al	Mn	Fe	Total
010	15,62	45,44	35,89	3,05	100
011	88,37	11,63	0	0	100
012	89,42	10,58	0	0	100
013	81,13	18,87	0	0	100

в

Рис 5. Результаты РСМА образца сплава Мл-5 после перегрева при 900 °С: *a* - места анализа, ограниченные прямоугольниками; *б* - спектрограммы от анализируемых мест; *в* - примерный химический состав выделенных участков

Повышение температуры перегрева расплава с 700 до 900 °С приводило к измельчению структуры за счет уменьшения величины зерна и дендритной ячейки примерно в 3 раза (см. рис. 3, *б-д*), (табл. 2). Скорее всего это происходило за счет получения более однородного расплава, способного достигать большего переохлаждения в двухфазной зоне и заметно увеличивать скорость возникновения центров кристаллизации.

При дальнейшем повышении температуры расплава до 950 °С содержание углерода в сплаве продолжало снижаться практически без изменения содержания азота, а размеры структурных составляющих сплава увеличивались, происходило их огрубление по сравнению с обработкой расплава при температуре 900 °С (см. рис. 3, *е*).

Получение и обработка расплавов

Таблица 1. Количественная оценка включений в опытных плавках сплава Мл-5

Температура перегрева, °С	Содержание включений, %об.			Средний размер включений, мкм		Количество включений на площади 1 мм ²		
	всего	в том числе:		в том числе:		всего	в том числе:	
		внутри зерна	по границам зерна	внутри зерна	по границам зерна		внутри зерна	по границам зерна
700	<u>0,793</u> [*] 100	<u>0,636</u> [*] 80	<u>0,156</u> [*] 20	5,6	3,0	<u>341</u> ^{**} 100	<u>191</u> ^{**} 56	<u>150</u> ^{**} 44
750	<u>0,625</u> 100	<u>0,518</u> 83	<u>0,107</u> 17	5,8	4,1	<u>254</u> 100	<u>112</u> 44	<u>142</u> 56
800	<u>0,553</u> 100	<u>0,481</u> 87	<u>0,071</u> 13	6,0	4,3	<u>198</u> 100	<u>60</u> 30	<u>138</u> 70
850	<u>0,500</u> 100	<u>0,434</u> 87	<u>0,065</u> 13	6,1	3,2	<u>182</u> 100	<u>58</u> 32	<u>124</u> 68
900	<u>0,469</u> 100	<u>0,425</u> 90	<u>0,044</u> 10	5,9	4,1	<u>164</u> 100	<u>55</u> 33	<u>109</u> 67
950	<u>0,494</u> 100	<u>0,310</u> 63	<u>0,184</u> 37	5,7	2,8	<u>259</u> 100	<u>80</u> 31	<u>179</u> 69

*в числителе представлен объемный процент, в знаменателе – относительный;

**в числителе представлено количество включений, в знаменателе - относительный процент

Таблица 2. Характеристики структурных составляющих термообработанных образцов из сплава Мл-5 после ВТО

Температура перегрева, °С	Удельная поверхность границ зерен, S , мкм ⁻¹	Средняя величина микрозерна, мкм	Среднее расстояние между осями дендритов 2-го порядка, мкм	Индекс эвтектики, $I_{эвт}$
700	21	300	50	0,08
750	20	250	40	0,12
800	23	200	33	0,11
850	54	160	25	0,13
900	87	85	17	0,14
950	31	150	28	0,28

Таблица 3. Механические свойства, длительная прочность и микротвердость термообработанного сплава Мл-5 после ВТО расплава при различных температурах перегрева

Температура перегрева, °С	Механические свойства		Длительная прочность, $\sigma_b=80$ МПа, $T_{исп}=150$ °С, ч	Микротвердость, НВ, МПа
	σ_b , МПа	δ , %		
700	202,0	3,5	178 ⁰⁰	823,1
750	232,0	3,5	180 ²⁰	834,5
800	255,0	5,5	145 ⁰⁰	841,6
850	260,0	3,7	174 ¹⁰	968,3
900	265,0	5,2	127 ³⁰	1068,0
950	234,0	4,1	146 ⁴⁰	842,9

Микротвердость эвтектоида [$\delta+\gamma(\text{Mg}_4\text{Al}_3)$] и частиц выроджденной эвтектики, соответственно, в 1,5 и 2,4 раза была выше значений твердости матричного δ -твердого раствора. Из результатов, представленных в табл. 3, видно, что повышение температуры перегрева расплава приводило к увеличению значений микротвердости δ -твердого раствора. Следует отметить, что ТВО расплава при температуре 750-800 °С незначительно повышает микротвердость металла (на 2,25 %), тогда как ВТО при 900 °С увеличило микротвердость сплава существенно (на ~30 %). При последующем повышении температуры до 950 °С микротвердость матрицы снизилась более чем на 20 %.

Установлено, что проведенная термическая обработка снизила химическую неоднородность сплава, что обеспечивало стабильные физико-механические характеристики. С увеличением температуры ВТО расплава механические свойства образцов повышались. При этом предел прочности при ВТО до 900 °С повышался на ~30 %, а относительное удлинение - в ~2,5 раза по сравнению с исходным сплавом за счет получения равномерной мелкодисперсной структуры. ВТО до 950 °С снижало как прочностные, так и пластические свойства исследуемого сплава на 11,5 и 21,1 % по сравнению с результатами, полученными на образцах после ВТО при температуре 900 °С. Длительная прочность образцов несколько снижалась после ВТО при 900 °С.

Выводы

- Получены зависимости, описывающие влияние содержания углерода и азота в сплаве Мл-5 от ВТО расплава. Определено, что ВТО расплава снижает содержание углерода и азота в магниевом сплаве.
- Установлено, что максимальное измельчение макро- и микроструктуры металла обеспечивает ВТО расплава до 900 °С, дальнейшее повышение температуры перегрева приводит к огрублению структуры.
- С повышением температуры ВТО расплава до 900 °С уменьшается диаметр зерна, увеличивается удельная поверхность границ зерен, снижается количество включений, что обеспечивает повышение всего комплекса механических свойств сплава.

Список литературы

1. Богуслаев В. А., Муравченко Ф. М., Жеманюк П. Д. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. - Запорожье: ОАО «Мотор-Сич», 2007. - Ч. 2. - 496 с.
2. Баум Б. А. Металлические жидкости – проблемы и гипотезы. - М.: Металлургия, 1979. - 120 с.
3. Термовременная обработка расплава: основы – возможности – пути реализации в авиационной промышленности / Р. Е. Шалин, Б. А. Баум, Г. В. Тягунов, Е. Б. Качанов // Приложение к журналу «Авиационная промышленность». - М.: Машиностроение, 1989. - № 2. - С. 2-3
4. Баум Б. А., Хасин Г. А., Тягунов Г. В. Жидкая сталь. - М.: Металлургия, 1984. - 208 с.

Поступила 07.07.2008

УДК 621.746.32:546.3

В. И. Курпас

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ТЕПЛОВЫЕ ПОТЕРИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО РАСПЛАВА ПРИ ЕГО ВЫДЕРЖКЕ В СТАЛЕРАЗЛИВОЧНОМ КОВШЕ*

На основании результатов вычислительного эксперимента проведен теоретический анализ изменения теплового состояния жидкого металла при его выдержке в сталеразливочном ковше.

На основі результатів обчислювального експерименту проведено теоретичний аналіз зміни теплового стану рідкого металу при його витримці в сталерозливальному ковші.

*В работе принимала участие Гликке Т. Н.