



Influence of the mould rotary speed on the structure and characteristics of zinc alloy $ZnAl_4Cu_3$ at centrifugal casting in silicone moulds using technology TEKCAST is investigated.

М. БАЙЧИЧАК, М. БЕЗНАК, А. С. ЧАУС, Словацкий технический университет

УДК 621.791

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЧАСТОТЫ ВРАЩЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА $ZnAl_4Cu_3$ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОМ ЛИТЬЕ В СИЛИКОНОВЫЕ ФОРМЫ

Введение. Литейное производство является базовой отраслью машиностроительной промышленности. Развитие науки и техники в данной области связано в первую очередь с улучшением эксплуатационных свойств используемых материалов и технологий их получения и обработки. Не составляет исключения и технология центробежного литья в силиконовые формы, известная под коммерческим названием ТЕККАСТ. В данной технологии для изготовления форм используется преимущественно материал Teksil, который был разработан специально для этих целей. Из данного материала можно изготавливать формы для литья сплавов с низкой температурой плавления (к ним относятся цинковые, оловянисто-свинцовые и на базе Sn – Sb – Pb), а также для литья некоторых видов пластмасс, а в исключительных случаях и для изготовления тонкостенных алюминиевых отливок. В настоящее время технология ТЕККАСТ является широко распространенной во всем мире и используется для центробежного литья не только

художественных и декоративных изделий, но и для производства высокоточных ответственных деталей машин и механизмов, используемых в машиностроительной промышленности [1, 2]. Поэтому весьма актуальной задачей является совершенствование самой технологии, в частности, в настоящей работе¹ исследовано влияние частоты вращения формы на микроструктуру и некоторые избранные свойства используемых сплавов.

Методика проведения исследований. Использование центробежных сил при литье методом ТЕККАСТ позволяет получать высококачественные, плотные отливки с ограниченным содержанием газовых раковин, микропористости и микровключений. Участок центробежного литья ТЕККАСТ, как правило, должен быть оборудован тремя основными устройствами: автоматически управляемым гидравлическим вулканизатором, плавильной печью

¹ Работа выполнена благодаря финансовой поддержке по проекту VEGA № 1/0383/10.

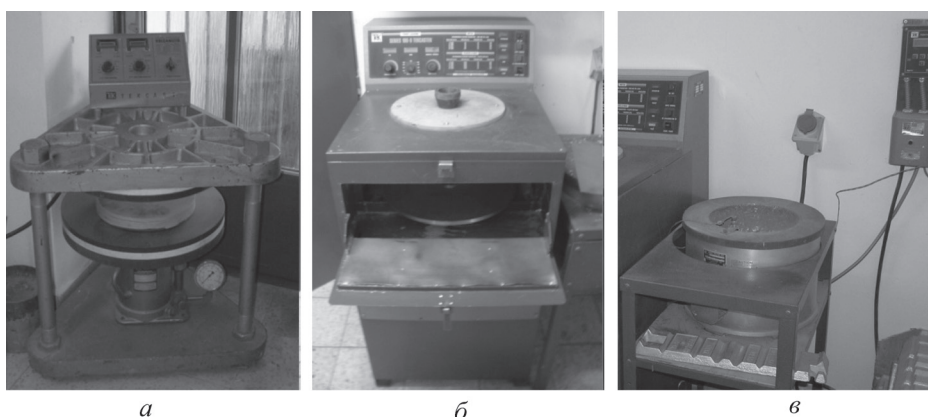


Рис. 1. Технологическое оборудование ТЕККАСТ: а – вулканизатор; б – заливочное устройство; в – плавильная печь

Химический состав исследуемого сплава $ZnAl_4Cu_3$

Элемент	Al	Cu	Mg	Pb	Cd	Sn	Fe	Ni	Si	Zn
Содержание, мас. %	3,8 – 4,2	2,7 – 3,3	0,035 – 0,06	не более 0,003	не более 0,003	не более 0,001	не более 0,02	не более 0,001	не более 0,02	Основа

с регулируемой теплотой и заливочным устройством с электронным управлением (рис. 1).

Заливочное устройство содержит систему фиксации, которая служит для центрирования и удержания формы в горизонтальной плоскости. При заливочном цикле пневматический цилиндр сжимает верхнюю и нижнюю полуформы и предотвращает их перемещение.

В качестве материала для изготовления форм используются различные типы силиконовых веществ, которые отверждаются в процессе вулканизации при комнатной или повышенной температуре. Данные материалы обеспечивают достаточно высокую точность получаемых отливок и четкость мелких поверхностных рельефов, а также относительно высокую стойкость самих форм [3]. Поскольку срок службы форм зависит преимущественно от температурной нагрузки и количества циклов заливки, в последнее время большое внимание уделяется обеспечению охлаждения силиконовых форм [4–6].

Процесс производства отливок из цинковых сплавов методом ТЕККАСТ включает в себя следующие технологические операции: изготовление силиконовых форм; подготовку расплавленного металла и его заливку, финишную обработку отливок [7].

В качестве исследуемого материала был использован цинковый сплав, химический состав которого приведен в таблице. Плавку металла осуществляли в электрической печи сопротивления. Расплавленный металл заливали во вращающуюся форму, расположенную в заливочном устройстве, при температуре 420 °С.

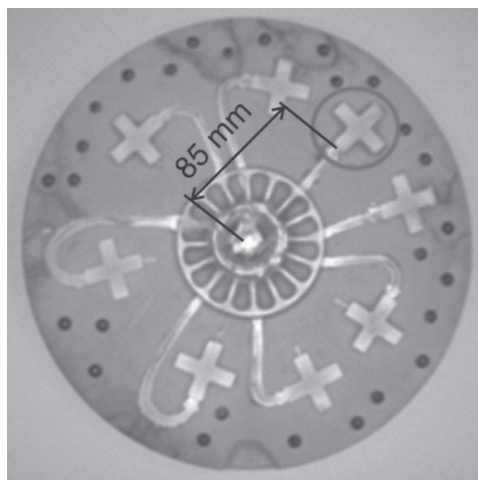
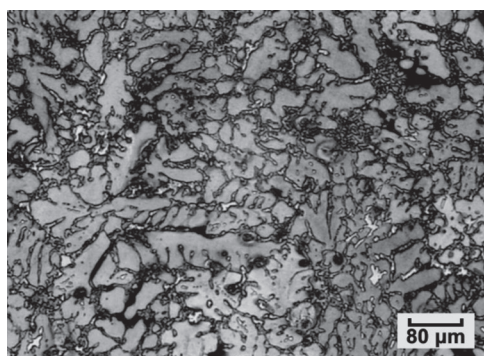


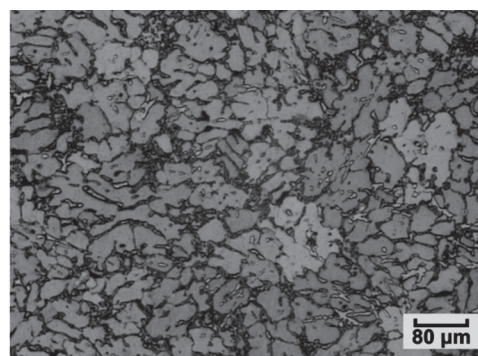
Рис. 2. Нижняя полуформа с отмеченной отливкой для изготовления экспериментальных образцов

Частота вращения формы составляла 100, 200, 300, 400, 500, 600, 700 и 800 об/мин. Металл поступал в полость формы через прямые питатели литниковой системы (рис. 2). Расстояние от оси вращения до начала полости формы составляло 85 мм. Экспериментальные образцы для металлографического и фрактографического анализов изготавливали непосредственно из отливок (рис. 2). Микроструктуру сплава исследовали с помощью оптического микроскопа. Определение количества первичных дендритов в 1 мм² проводили по методике, описанной в работе [8]. Фрактографический анализ выполняли в растровом электронном микроскопе. Измерение микротвердости проводили микротвердомером Carl Zeiss Jena при нагрузке 0,01 кг.

Результаты исследований и их обсуждение.
На рис. 3 приведены микроструктуры сплава $ZnAl_4Cu_3$



а



б

Рис. 3 Микроструктура сплава $ZnAl_4Cu_3$ в отливках, полученных при частоте вращения формы 100 (а) и 800 (б) об/мин

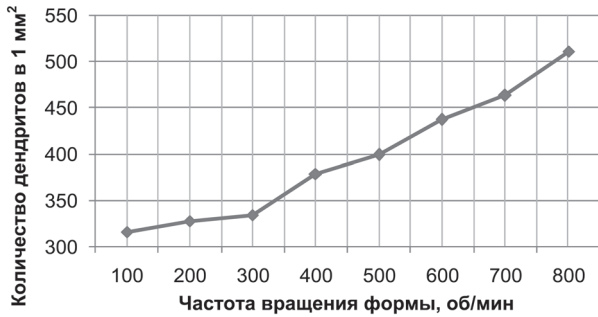


Рис. 4. Изменение количества первичных дендритов в микроструктуре сплава $ZnAl_4Cu_3$ в зависимости от частоты вращения формы

после отливки с частотой вращения формы для сравнения на минимальном и максимальном уровнях, используемых в данном эксперименте, т. е. при 100 и 800 об/мин. Для сплава характерна типичная дендритная микроструктура матрицы, представленная η -фазой. В микроструктуре сплава также присутствуют ε -фаза и эвтектическая составляющая, образованная зернами η и α фаз. Для дендритов сплава, закристаллизовавшегося при частоте вращения 100 об/мин, характерно наличие не только первичных, но и вторичных, а также и третичных осей. По всей видимости, интенсивному разветвлению дендритов способствует концентрационное переохлаждение жидкости в зоне роста первичных осей дендритов. При более высокой частоте вращения формы происходит фрагментация выделившихся из жидкости первыми дендритов, что увеличивает количество дополнительных центров кристаллизации и, как следствие, способствует существенному измельчению первичной микроструктуры сплава (рис. 3).

На рис. 4 приведены данные о количестве первичных дендритов на 1 мм^2 в сечении отливки в направлении действия центробежной силы в зависимости от частоты вращения формы. Как видно из рисунка, по мере увеличения частоты вращения формы от 100 до 800 об/мин количество ден-

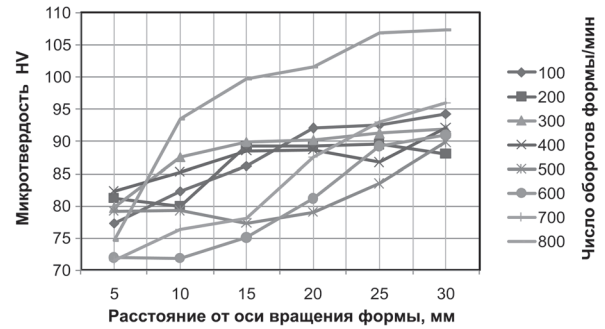
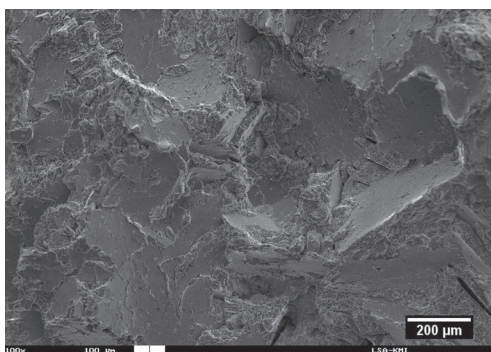


Рис. 5. Изменение микротвердости сплава $ZnAl_4Cu_3$ в сечении отливки в зависимости от расстояния от оси вращения формы и скорости ее вращения

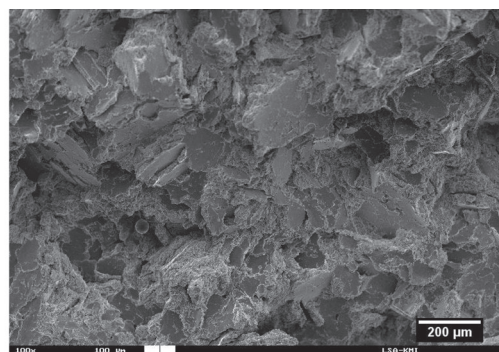
дритов, приходящихся на 1 мм^2 , все время растет, что свидетельствует о существенном измельчении микроструктуры исследуемого сплава.

Было установлено, что при центробежном литье имеет место изменение микротвердости в сечении отливки, а именно ее повышение по мере увеличения расстояния от оси вращения формы (рис. 5). Наибольший прирост микротвердости был зафиксирован в случае максимальных используемых оборотов формы, т. е. 800 об/мин. По-видимому, подобный характер изменения микротвердости обусловлен ликвацией легирующих элементов сплава под воздействием центробежных сил и прежде всего меди, плотность которой значительно выше плотности цинка и особенно алюминия.

На рис. 6 приведены поверхности изломов сплава после отливки с частотой вращения формы 100 и 800 об/мин. В обоих случаях разрушение сплава происходит по качественно подобному механизму – превалирует хрупкое межзеренное разрушение, причем морфология фасеток излома соответствует морфологии первичных дендритов сплава. Как следствие, самой мелкозернистой структуре сплава, получаемой при наивысших оборотах формы (800 об/мин), соответствуют наиболее мелкие фасетки разрушения в изломе. По-



а



б

Рис. 6. Поверхность изломов образцов сплава $ZnAl_4Cu_3$ после центробежного литья при частоте вращения формы 100 (а) и 800 (б) об/мин

верхность самого излома является более развитой по сравнению с изломом образца отливки, полученной при самых низких оборотах вращения формы (100 об/мин).

Выводы. При увеличении числа оборотов формы при центробежном литье методом ТЕККАСТ происходит существенное измельчение микроструктуры сплава $ZnAl_4Cu_3$, что, по всей видимости, связано с механическим дроблением первичных дендритов под воздействием центробежных сил и, как следствие, с увеличением количества дополнительных центров кристаллизации в жидкости. Подтверждением тому служит увеличивающееся по мере повышения количества оборотов формы число первичных дендритов сплава, приходящихся на 1 мм^2 .

Изменение степени дисперсности первичной структуры сплава сказывается на характере разрушения сплава. Самой мелкозернистой структуре сплава, получаемой при наивысших оборотах формы (800 об/мин), соответствуют наиболее мелкие фасетки разрушения, что косвенно свидетельствует об увеличении энергоемкости разрушения сплава.

Установлено, что при центробежном литье имеет место изменение микротвердости в сечении отливки, а именно ее повышение по мере увеличения расстояния от оси вращения формы. Наибольший прирост микротвердости был зафиксирован в случае максимальных используемых в эксперименте оборотов формы, т. е. при 800 об/мин.

Литература

1. Wang J., Wei X. P., Christodoulou P., Hermanto H. Rapid tooling for zinc spin casting using arc metal spray technology // *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. Vol. 146. P. 283–288.
2. Gatto A., Iuliano L. Evaluation of inserts for modular thermoplastic injection moulds produced by spin casting // *Journal of Materials Processing Technology*. 2001. Vol. 118(1–3). P. 411–416.
3. Vezeti E. Spin casting characterization: An experimental approach for the definition of runners design guidelines // *Journal of Materials Processing Technology*. 2008. Vol. 196(1–3). P. 33–41.
4. Huan Z., Jordan G. D. Air-cooling induced from spinning of spin-casting moulds, *Applied Thermal Engineering*, (2005), 25(8–9). P. 1183–1194.
5. Huan Z., Jordan G. D. Galerkin finite element analysis of spin casting cooling process // *Applied Thermal Engineering*. 2004. Vol. 24(1). P. 95–110.
6. Huan Z., Jordan G. D. Investigation of the cooling of spin-casting moulds // *Applied Thermal Engineering*. 2003. Vol. 23(1). P. 17–27.
7. Beznák M., Bajčičák M., Šuba R. The main stages of technological cycle for low melting point alloys casting by tekcast method // *Material science and manufacturing technology – MITECH 2009: International scientific conference*, 25–26 June 2009.
8. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970.