

УДК 559.715:621.74.043:538.4

**В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, А. В. Косинская,
Е. В. Середенко, Ж. Д. Богатырева**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ Al-Mn СПЛАВОВ В ОБЛАСТИ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО И ПЕРИТЕКТИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЙ, ЗАЛИТЫХ В КОКИЛЬ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

Исследовано воздействие постоянного магнитного поля, наложенного на жидкие сплавы при заливке и затвердевании в кокиле, на структуру и микротвердость алюмомарганцевых сплавов составов, широко применяемых в технике. Установлено, что при такой обработке повышается однородность структуры и снижаются размеры структурных составляющих. Наибольшее влияние магнитного поля на повышение микротвердости отмечено для сплавов с содержанием более 6,5 % Mn.

Ключевые слова: алюмомарганцевые сплавы, заливка, постоянное магнитное поле, литая структура, микротвердость.

Досліджено дію постійного магнітного поля, накладеного на рідкі сплави при заливці і твердненні в кокилі, на структуру і микротвердість алюмомарганцевих сплавів складів, що широко застосовуються в техніці. Встановлено, що при даній обробці збільшується однорідність структури і знижується розмір структурних складових. Найбільший вплив магнітного поля на підвищення микротвердості відмічено для сплавів з вмістом більш ніж 6,5 % Mn.

Ключові слова: алюмомарганцеві сплави, заливання, постійне магнітне поле, лита структура, микротвердість.

Action on the Al-Mn alloys structure and microhardness, having compounds widely applying in industry, of constant magnetic field, superimposed on the liquid alloys, during their casting and solidification in the graphite form. It was found, that under above processing, structure homogeneous increased and sizes of the structure ingredients decreased. The most constant magnetic field action on microhardness rising took place for alloys with Mn > 6,5 %.

Keywords: Al-Mn alloys, casting, constant magnetic field, cast structure, microhardness.

К наиболее эффективным легирующим элементам алюминиевых сплавов относятся переходные металлы четвертого периода Периодической системы. Для сплавов на основе алюминия, легированных подобными элементами, характерны низкая растворимость в твердом состоянии и резкое повышение кривой ликвидуса с ростом концентрации переходных металлов [1-3]. При этом образование пересыщенных твердых растворов в процессе затвердевания сплавов благодаря продуктам распада при дальнейшем охлаждении оказывает положительное влияние на свойства алюминиевых сплавов. Из переходных металлов в данных сплавах наиболее широко используется марганец. В бинарных сплавах Al-Mn он применяется, прежде всего, для упрочнения, в Al-Cu и Al-Mg – для ослабления отрицательного влияния на механические свойства примеси железа [1]. В сплавах сложного состава марганец повышает эффект закалки, изменяет характер распада твердого раствора, увеличивает жаропрочность [4]. К недостаткам таких сплавов относится неоднородность структуры, что приводит к анизотропии механических свойств. В результате такой металл плохо обрабатывается резанием, имеет низкую износостойкость, при штамповке возможны микроразрывы. Это снижает ресурс работы получаемых деталей и повышает трудоемкость их изготовления. Более высокие механические свойства, чем у алюминия, повышенная коррозионная стойкость, хорошая свариваемость и способность к холодной пайке обусловили широкое применение марганецсодержащих сплавов в машиностроении, авиационной, химической, транспортной, криогенной и морской технике, строительстве, пищевой промышленности [2-8]. Кроме того, сплавы Al-Mn используются в качестве лигатур при получении сплавов [9], раскислителей стали [10], присадочного материала при сварке алюминиевых сплавов (ДСТУ 4784-97), покрытий для увеличения коррозионной стойкости изделий из низкоуглеродистой стали [8].

Среди современных способов воздействия на кристаллизующиеся алюминиевые сплавы с переходными металлами с целью изменения дисперсности интерметаллидных фаз, их формы и распределения, и тем самым повышения свойств металла особо выделяются высокоскоростное охлаждение с формированием квазинанокристаллических и аморфных дисперсных фаз [11]; электроимпульсная нанотехнология (НЭМИ) подготовки лигатур [12] и наложение постоянных магнитных полей [13]. Метод высокоскоростного охлаждения металлических расплавов реализуется только в дисперсных объемах (капли и пленки) в рамках гранульной и порошковой металлургии с последующей обработкой и деформационным формированием заготовок и деталей. Это многостадийный процесс с существенными затратами как времени, так и энергии, требующий применения разнообразного по сложности оборудования. Указанные электромагнитные методы воздействия на кристаллизующиеся алюминиевые сплавы, содержащие металлы переходных групп Периодической системы, могут применяться при получении отливок. Технология НЭМИ характеризуется действием локальных полей высокой мощности (до 7 МВт) и напряженностью (до 10^{12} В/м). Однако, для функционирования такого технологического процесса необходимо сложное оборудование. Сверхвысокочастотное (СВЧ) воздействие таких полей осуществляется вследствие скин-эффекта на сверхмалую глубину обрабатываемого расплава и требует мер по защите персонала от электромагнитного СВЧ-излучения. Действие слабых (до 0,5 Тл) постоянных магнитных полей обеспечивает равномерное влияние на весь объем металла, экологически безопасно и не требует (в случае использования недорогих литых постоянных магнитов) энергозатрат и электрооборудования.

С целью установления степени воздействия слабого магнитного поля на охлаждающиеся и затвердевающие в процессе заливки и кристаллизации в кокиле алюмомарганцевые сплавы исследовали бинарные сплавы Al-Mn как эвтектической, так и перитектической частей диаграммы состояния этой системы.

Диаграмма состояния системы Al-Mn со стороны алюминия (при содержании до 4 % Mn) относится к эвтектическому типу, при 4 % и выше – к перитектическому [4].

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Первично при кристаллизации алюминиевого сплава (до 4 % Mn) выделяются кристаллы $MnAl_6$. Затем эта фаза образуется перитектически при температуре 710 °С из соединения $MnAl_4$ и жидкости, содержащей 4 % Mn. Так как перитектические реакции протекают очень медленно и в обычных условиях кристаллизации не завершаются, в отливке могут присутствовать одновременно обе указанные фазы. Они образуют грубые кристаллы пластинчатой, игольчатой конфигурации, либо каркасы. Такая форма фаз ухудшает механические свойства и особенно пластичность сплавов. Поэтому при традиционной технологии производства обычно ограничивают легирование концентрациями компонентов, которые еще не приводят к образованию первичных кристаллов вторых фаз. В то же время, повышение степени легирования и использование процессов, влияющих на конфигурацию и размеры включений, расширяющих тем самым возможности легирования, позволило бы в ряде случаев существенно улучшить свойства сплавов.

При проведении экспериментов использовали слабое однородное постоянное магнитное поле индукцией 0,25 Тл, силовые линии которого направлены перпендикулярно гравитационной силе. Из алюминия технической чистоты (А6), электролитического марганца (99,95 % мас. Mn) и сплавленной лигатуры (8,6-8,7 % мас. Mn) были получены образцы, содержащие (%мас.): №1 – Mn 0,21-0,26; Si 0,1; Fe 0,0; № 2 – Mn 1,92-2,05; Si 0,32-0,42; Fe 0,0; № 3 – Mn 3,34-4,03; Si 0,18-0,3; Fe 0,0; № 4 – Mn 6,38-6,46; Si 0,2-0,28; Fe 0,0; № 5 – Mn 8,6-8,7; Fe 0,0; Si 0,0.

Сплавы массой 120 г готовили в графитовых тиглях в печи электросопротивления. После расплавления металла и стабилизации температуры, превышающей температуру ликвидуса на ~ 150 °С, а также выдержки при этой температуре в течение 20-25 мин расплав заливали в две графитовые формы идентичной конфигурации и размеров. Температура форм составляла 20 °С. Одну из форм перед заливкой помещали в зазор постоянного магнита. Образцы остывали вместе с формами. Во всех экспериментах температурный и временной режимы, условия разлива и затвердевания расплавов выдерживали постоянными. Время заполнения литейных форм составляло 1,5 с при средней скорости подъема уровня расплава в кокиле ~ 0,3 м/с. Температура заливки сплавов, близких по составу к эвтектическому (сплавы № 1 и 2), составляла 820 °С, а сплавов с большим содержанием марганца (сплавы № 3-5) – 860 °С. Температура кристаллизации ($t_{кр}$) сплавов № 1 и 2 принята равной 658 °С, сплавов № 3, 4 – определена согласно [14] на уровне 684 °С, а сплава № 5 – 704 °С. Данные для расчетов взяты из работ [15,16], а некоторые определены экспериментально. Характеристики теплового процесса, включающего периоды охлаждения и затвердевания сплавов в графитовых кокилях (критерии подобия определены на основе подходов работы [14], при оценке числа Био для случая значения числа Нуссельта $Nu = 1$ – вариант теплоотдачи заторможенного расплава преимущественно по механизму теплопроводности), представлены в табл. 1.

Таблица 1. Теплофизические характеристики процессов охлаждения и затвердевания отливок в кокилях

Номер сплава	Параметры теплового процесса					
	скорость охлаждения металла до $t_{кр}$, °С/с	время затвердевания металла, с	Пекле Pe (заливка)		Фурье Fo (период охлаждения до $t_{кр}$)	Био Bi (период затвердевания)
			начало	конец		
1, 2	19	65	134	1486	2,47	0,80
3, 4	18	60	130	1480	2,65	0,81
5	17	61	131	1482	2,69	0,81

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Существенных отличий в результате протекания теплового процесса при заполнении формы, охлаждения и затвердевания жидких сплавов, близких по составу к эвтектическому и перитектическому, не выявили, что, вероятно, связано с относительно низким содержанием марганца во всех сплавах. Резкое возрастание критерия Пекле, являющегося мерой доли конвективного переноса тепла по сравнению с молекулярным, в процессе заливки литейной формы, в данном случае связано с существенным увеличением масштаба потока расплава при незначительном изменении его скорости в результате наполнения кокиля.

Небольшие величины критерия тепловой гомохронности Fo , который характеризует скорость изменения температуры отливаемых сплавов при неустановившемся их тепловом состоянии, определяются, прежде всего, высокими теплоаккумулирующей способностью и теплопроводностью графитовой литейной формы.

Полученные значения критерия конвективно-кондуктивного подобия (Био), являющегося мерой отношения внутреннего и внешнего термических сопротивлений, свидетельствуют о том, что отливаемые сплавы представляют собой термически массивные тела ($Bi \geq 0,5$). Величины критерия Bi входят в диапазон $10 < Bi < 0,2$, в котором температурные сопротивления пограничного слоя отливки и материала литейной формы соизмеримы и отвечают граничным условиям III рода [15].

Магнитогидродинамическое (МГД) воздействие на движущийся расплав при заливке литейной формы, прежде всего, обусловлено силовым влиянием, возникающем при пересечении потоком с преимущественно вертикально ориентированной компонентой скорости горизонтально направленных силовых линий постоянного магнитного поля. Состояние движущегося металла определяется критерием Рейнольдса Re (отношение сил инерции и вязкости). Гидродинамические и МГД параметры процесса заливки приведены в табл. 2.

Таблица 2. Динамические и магнитогидродинамические параметры металла в процессе его заливки в кокиль

Параметры	Скорость входа струи в расплав в кокиле, м/с	Удельная мощность перемешивания металла, кВт/м ³	Критерии подобия				
			число Рейнольдса, Re	число Гартмана, Ha	число Альфвена, Al	параметр МГД-взаимодействия, N	магнитное число Прандля Pr_m
Периоды заливки							
Начало	1,5	2,8	$9 \cdot 10^3$	270	9,3	1,3	$3 \cdot 10^{-6}$
Конец	1,1	1,5	$1 \cdot 10^5$	337	17,2	2,3	$3 \cdot 10^{-6}$

$$Re = \frac{v \cdot l}{\nu}; \quad Ha = \frac{B \cdot l}{\sqrt{\rho \rho_3} \nu}; \quad Al = \frac{B^2 l}{\mu \rho \nu^2}; \quad N = \frac{B^2 l}{\rho \rho_3 \nu}; \quad Pr_m = \frac{\mu \cdot \nu}{\rho_3}, \quad [17, 18]$$

где v – скорость потока, м/с; l – характерный размер, м; ν – кинематическая вязкость расплава, м²/с; B – индукция магнитного поля, Тл; ρ – плотность расплава, кг/м³; ρ_3 – удельное электросопротивление жидкого сплава, ом · м; μ – магнитная проницаемость металла, Гн/м. Справочные данные для расчетов взяты из работ [18,19].

Как видно из табл. 2, заливка металла происходила с высокой скоростью при турбулентном режиме течения, а также с большой удельной мощностью перемешивания расплава во время всего периода наполнения кокилей. Высокие значения числа Гартмана (отношение электромагнитной силы к силе вязкости) $Ha \gg 1$ при числе $N > 1$ (соотношение электромагнитных и инерционных сил) свидетельствуют

Кристаллизация и структурообразование сплавов

о сопоставимости электромагнитного воздействия, обусловленного взаимодействием индуцированных при движении жидкого металла электрических токов с внешним магнитным полем, с действием сил вязкости и инерции. Значительное силовое воздействие магнитного поля на течение расплава, прежде всего, направлено на уравнивание потенциалов энергетических спектров движущихся объемов жидкометаллической среды и тем самым на уплощение эпюры скоростей потока. Вместе с этим, действие постоянного магнитного поля направлено на гашение турбулентных пульсаций скорости, перпендикулярных силовым линиям поля, и ламинаризацию потока. Выраженное действие магнитного поля на устойчивость движения жидких сплавов в проведенных экспериментах подтверждают значения числа Альфвена (отношения плотностей магнитной и кинетической энергии). Полученные при заливке сплавов в магнитном поле значения магнитного числа Прандтля, характеризующего отношение диссипации электромагнитной энергии к диссипации механической энергии (за счет вязкости), указывают на то, что джоулево тепло, выделяющееся в движущемся расплаве за счет магнитной вязкости, значительно меньше, чем теплота, образовавшаяся вследствие вязкого трения. Таким образом, нагрев движущегося расплава в постоянном магнитном поле в условиях проведенных экспериментов ничтожный.

Структуру сплавов изучали в плоскости разреза параллельно силовым линиям магнитного поля на шлифах, изготовленных на высоте 20 мм от дна полученных слитков. Содержание марганца в сплавах определяли методами химического и микрорентгеноспектрального анализов. Микротвердость измеряли с помощью прибора ПМТ-3. Отлитые образцы имели диаметр до 25 мм и длину – 50 мм.

Проведенными металлографическими исследованиями установили, что с повышением массовой доли вводимого легирующего элемента меняются фазовый состав и микротвердость отдельных его компонентов в полученных сплавах. Значения микротвердости (H_{μ}) α -твердого раствора марганца в алюминии возрастают, что может быть причиной повышения степени его легированности (рис. 1). При этом H_{μ} резко снижается, когда количество вводимого марганца достигает 6,5 %мас., а структура исследуемых образцов практически формируется кристаллическими образованиями интерметаллидов. Полученные данные позволяют предположить, что в исследуемых сплавах образуются пересыщенные твердые растворы легирующего компонента в алюминии. Массовая кристаллизация первичных интерметаллидов приводит к резкому обеднению твердого раствора марганцем и микротвердость его снижается.

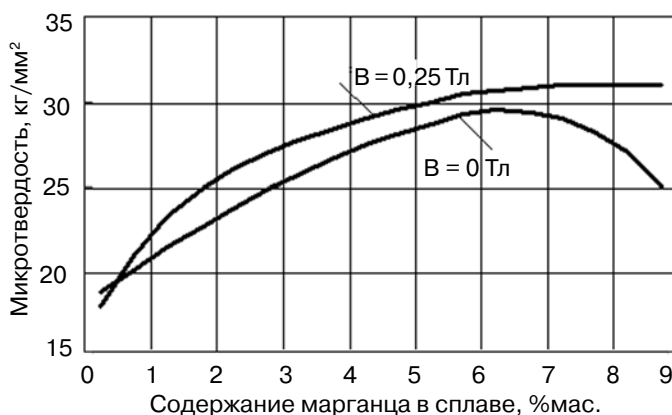


Рис. 1. Изменение микротвердости зерен α -твердого раствора алюминия сплавов Al-Mn без ($V = 0$) и под воздействием слабого постоянного магнитного поля ($V = 0,25$) в зависимости от содержания марганца

Кристаллизация и структурообразование сплавов

В результате действия постоянного магнитного поля при кристаллизации расплавов формируется α -фаза, зерна которой имеют микротвердость на 5-8 % выше, чем у сплавов № 1-4, затвердевавших вне действия магнитного поля (рис. 1). К тому же у таких образцов она практически не изменяется даже при образовании интерметаллидной структуры. Это можно объяснить тем, что благодаря действию магнитного поля, усиливающего диффузию в расплаве, возникновение первичных интерметаллидов не понижает устойчивость пересыщенного жидкого раствора легирующего компонента в алюминии. По мере увеличения содержания марганца в сплаве концентрация его в твердом растворе благодаря действию магнитного поля (сплав № 5) не уменьшается, что говорит о расширении области составов легирования α -фазы.

При малом содержании марганца (сплав № 1) образцы имеют микрокристаллическое зернистое строение. В результате действия постоянного магнитного поля на кристаллизующийся расплав структура формируемого сплава не изменяется. Несколько уменьшается размер зерен α -твердого раствора: с 20-40 до (в среднем) 15 мкм.

Образцы, содержащие 1,92-2,05 %мас. Mn (сплав № 2), также имеют зернистое строение. В промежутках и по границам зерен α -фазы (размер 10-20 мкм) в небольшом количестве появляется эвтектика $\text{Al}+\text{MnAl}_6$, а также выделяются мелкокристаллические (1-2 мкм) включения интерметаллида. Постоянное магнитное поле, воздействующее на расплав, меняет структуру сплава и размер зерен α -твердого раствора. Они уменьшаются до 5-15 мкм. В сплаве образуются области, составленные α -фазой различной морфологии: имеющие зернистое строение, сетчатое с гексагональными удлинёнными ячейками, блочное, состоящее из удлинённых призм.

В сплавах (№ 3 и 4) околоперитектического состава на фоне α -твердого раствора кристаллизуются призматические кристаллы MnAl_6 (рис. 2, а). По данным микрорентгеноспектрального анализа, они содержат 25,11 Mn и 74,89 %мас. Al, имеют микротвердость 86,15 кг/мм², длину – от 500 до 1000 мкм и ширину – 30-50 мкм, образуют участки грубошестоватого строения и беспорядочно ориентированы. В отдельных местах интерметаллиды кристаллизуются в виде сфероидов размером до 100 мкм. Действие магнитного поля способствует утоньшению кристаллов второй фазы. Их ширина снижается до 5-10 мкм. Из этих кристаллов формируются блоки, в которых интерметаллиды располагаются параллельно друг другу. Образуется больше мелких кристаллов (рис. 2, б), а размеры сфероидов уменьшаются до 30-50 мкм.

Возрастание содержания марганца до 6,38-6,46 %мас. приводит к кристаллизации интерметаллидной фазы MnAl_6 , имеющей различную форму и размеры. В

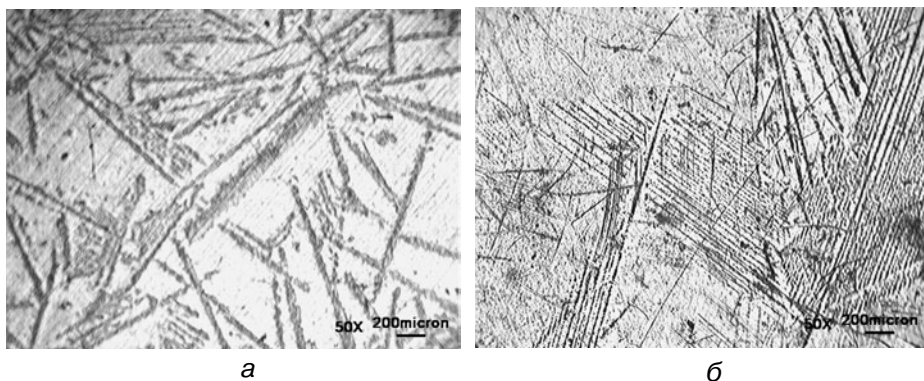


Рис. 2. Микроструктура сплавов, содержащих 3,34-4,03 %мас. Mn: а – закристаллизованных вне действия магнитного поля ($B = 0$); б – при воздействии магнитного поля ($B = 0,25$ Тл), $\times 50$

Кристаллизация и структурообразование сплавов

основном это крупные шестоватые кристаллы, ориентированные в различных направлениях (рис. 3, а). В результате действия магнитного поля сплав приобретает равномерное строение, сложенное «пучками» параллельно расположенных кристаллов $MnAl_6$, в промежутках между которыми кристаллизуется мелкокристаллическая масса образований интерметаллида (рис. 3, б).

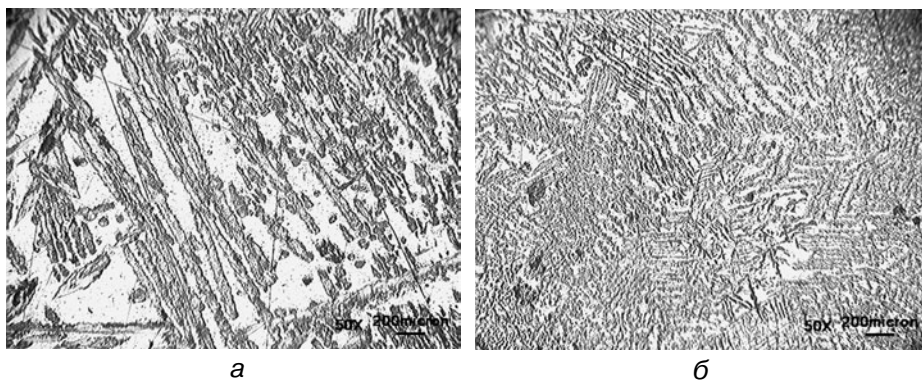


Рис. 3. Микроструктура сплавов, содержащих 6,38-6,46 %мас. Mn: а – закристаллизованных вне действия магнитного поля ($B = 0$); б – при воздействии магнитного поля ($B = 0,25$ Тл), $\times 50$

Таким образом, постоянное магнитное поле, накладываемое на кристаллизующийся расплав, способствует повышению легированности основной фазовой составляющей сплавов – α -твердого раствора марганца в алюминии. При малых содержаниях легирующего элемента поле также приводит к некоторому уменьшению размера зерна α -фазы. При заперитектическом содержании марганца – к изменению размеров (утонению) и конфигурации кристаллов интерметаллида. Явления, происходящие в алюминиевых сплавах, содержащих в качестве основного компонента марганец, в результате действия постоянного магнитного поля сопоставимы с процессами, имеющими место в подобных материалах при затвердевании их в условиях очень высоких скоростей охлаждения. Это создает возможность расширения степени легирования таких сплавов. Первичные кристаллы интерметаллидов в виде тонких выделений могут быть полезными составляющими структуры при создании жаропрочных материалов [3, 5]. Для современного машиностроения особый интерес представляют литейные высокопрочные и жаропрочные алюминиевые сплавы, которые превосходят деформируемые по эксплуатационным температурно-временным параметрам. К числу таких перспективных материалов могут быть отнесены сплавы, легированные и высоколегированные марганцем, возможности которых имеют значительный потенциал, особенно в плане специальных свойств. Этот потенциал может быть реализован благодаря применению постоянного магнитного поля, так как создание высоких скоростей охлаждения при затвердевании отливок и слитков в производственных условиях не всегда технически осуществимо.



Список литературы

1. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.
2. Мальцев М. В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1970. – 364 с.

Кристаллизация и структурообразование сплавов

3. *Елагин В. И.* Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.
4. Металловедение алюминия и его сплавов: Справочник / Под. ред. И. Н. Фридляндера. – М.: Металлургия, 1971. – 352 с.
5. *Bahadur A.* Intermetallic Phases in Al-Mn Alloys // Journal of Materials Science. – 1988. – № 2 – P. 48-54.
6. *Tangen S., Furu T., Auran L., Nes E.* On the Effect of Supersaturation and Dispersoid on the Microstructure Development After Extrusion of Al-Mn Alloys // Proceedings of the 11-th Int. Conf. on Aluminium Alloys, 22-26 Sept. 2008, Aachen. – 2008. – P. 607-613.
7. Response of Hot-extruded Al-Mn-Sc-Zr Alloys Annealing with Constant Heating Rate / M. Vlach, I. Tulikova, B. Smola et. al. // Defect and Diffusion Form. – 2013. – Vol. 334-335. – P. 161-166.
8. Preparation of Al-Mn Alloy Coating on Low Carbon Steel by not Dip-aluminizing / X. Li, B. Liu, X. Dong et. al. // Applied Mechanics and Materials. – 2012. – Vol. 117-119. – P. 1122-1124.
9. Лигатуры для производства алюминиевых и магниевых сплавов / В. И. Напалков, Б. И. Бондарев, В. И. Таратышкин, М. В. Чухров. – М.: Металлургия, 1983. – 160 с.
10. *Kniagin G., Glowina I.* Osadwe Odtlenianie Stali na Adlewy Welectrycznym Piecu Lukowym Stopami Al-Mn // Przegląd Adlewnictwa. – 1970. – Vol. 20, № 3. – S. 81-84.
11. *Akaniza I., Hisamichi K., Shin-ichi Y.* Production and Mechanical of Aluminum Alloys with dispersed Nanoscale Quasicrystalline and Amorphous Particles // Metals and Material Int. – 2003. – Vol. 9, № 6. – P. 527-536.
12. *Знаменский Л. Г., Ивочкина О. В., Кулаков Б. А.* Электроимпульсная нанотехнология подготовки лигатур «алюминий - тугоплавкий металл» // Металлург. – 2005. – № 2. – С. 54-56.
13. Влияние постоянного магнитного поля на структуру и свойства сплавов системы Al-Cr / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, А. В. Косинская и др. // Процессы литья. – 2011. – № 3. – С. 53-57.
14. *Вейник А. Н.* Тепловые основы теории литья. – М.: Машгиз, 1953. – 583 с.
15. *Исаченко В. П., Осипова В. А., Сукомел А. С.* Теплопередача. – М.; Л.: Энергия, 1975. – 488 с.
16. Специальные способы литья: Справочник / В. А. Ефимов, Г. А. Анисович, В. Н. Бабич и др. / Под ред. В. А. Ефимова. – М.: Машиностроение, 1991. – 136 с.
17. *Гельфгат Ю. М., Лиепаусис О. А., Щербинин Э. В.* Жидкий металл под действием электромагнитных сил. – Рига: Зинатнэ, 1975. – 248 с.
18. *Альфвен Г., Фельтхаммер К. Г.* Космическая электродинамика. – М.: Мир, 1967. – 260 с.
19. *Верте Л. А.* Электромагнитный транспорт жидкого металла. М.: Металлургия, 1965. – 236 с.

Поступила 12.02.2014

УДК 669.295:546.821;542.65:546.3-19

**В. В. Ласковец, А. А. Щерецкий, В. Л. Лахненко,
В. П. Гаврилюк, К. Ю. Гзовский**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ТИТАНА НА ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА Al-6,2Cu

Двумя независимыми методами – металлографическим и дифференциально-термическим, исследовано влияние концентрации титана в сплаве Al-6,2Cu на процесс его кристаллизации в зависимости от перегрева расплава и скорости охлаждения. Установлены оптимальные