

УДК 669.017

С.П. Конокотин¹, Р.М. Назаркин¹**ВЛИЯНИЕ БЕГУЩЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ДВУХПОЛЮСНОГО ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИНДУКТОРА НА СВОЙСТВА ХРОМОВЫХ И НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ. Часть 1**

DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-81-88

С целью повышения физико-механических свойств сплавов на основе хрома и сплавов на основе никеля методом равноосной кристаллизации под воздействием бегущего магнитного поля в двухполюсном цилиндрическом электромагнитном индукторе исследованы особенности его конструктивной схемы. Использование предлагаемых схем электромагнитного индуктора обеспечивает при кристаллизации сплавов: изменение микроструктуры и морфологии структурных составляющих, образование направленной кристаллографической текстуры, изменение фазового состава и повышение жаростойкости при 1250°C.

Ключевые слова: *двухполюсный электромагнитный индуктор, бегущее магнитное поле, хромовые сплавы, никелевые сплавы, кристаллизация сплавов, кристаллографическая текстура, рентгеноструктурный анализ, механические свойства.*

S.P. Konokotin¹, R.M. Nazarkin¹**THE TRAVELLING MAGNETIC FIELD OF BIPOLAR ELECTROMAGNETIC INDUCTOR AND ITS INFLUENCE ON THE PROPERTIES OF Cr- AND Ni-BASED POLYCRYSTALLINE ALLOYS. Part 1**

For the increase of physical and mechanical properties of the Cr- and Ni-based alloys by technique of equiaxial solidification in the traveling magnetic field the design of the bipolar cylindrical electromagnetic inductor is studied. The application of the proposed design of electromagnetic inductor is provided at the solidification of alloys: change of alloy microstructure, formation of directional crystallographic structure in the castings, change of phase composition and increase of heat resistance at 1250°C.

Keywords: *bipolar electromagnetic inductor, traveling magnetic field, Cr-based alloys, Ni-based alloys, alloy solidification, crystallographic texture, x-ray diffraction analysis, mechanical properties.*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

В настоящее время разработка и внедрение новых высокотемпературных конструкционных материалов остается актуальной задачей [1–3]. К таким перспективным материалам относятся сплавы интерметаллидного класса [4–7], длительно эксплуатируемые при температурах 1200–1300°C, обладающие высокой механической прочностью, не деградирующие с возрастанием температуры, высокой стойкостью к окислению, высоким модулем упругости и пониженной плотностью.

Известно, что повышение уровня физико-механических свойств современных жаропрочных сплавов, используемых для литья деталей газотурбинных двигателей и энергетических установок, осуществляется путем совершенствования

химического состава, с помощью введения в них легирующих элементов [8–10]. Однако такой метод в настоящее время не обеспечивает требуемого уровня свойств материалов, выдвигаемых конструкторами для разработки новых, более совершенных двигателей. Методы выплавки и кристаллизации сплавов, разработанные ранее, также не способны полностью решить проблему повышения свойств жаропрочных сплавов [11, 12]. Для решения данной проблемы необходим поиск новых методов повышения физико-механических свойств.

Поскольку в разных странах в различных отраслях промышленности широко применяются магнитные гидродинамические (МГД) устройства [13–16], то для решения проблемы повышения физико-механических свойств жаропрочных

сплавов использован один из вариантов МГД-устройств. В результате его исследования разработан цилиндрический двухполюсный электромагнитный индуктор, выявлены его конструктивные и технологические особенности, позволяющие эффективно воздействовать бегущим магнитным полем на кристаллизуемый металл с целью получения более совершенной микроструктуры и повышения физико-механических свойств.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

Для повышения свойств сплавов на основе хрома и никеля, представляющих интерес в качестве базовых композиций для разработки жаропрочных интерметаллидных сплавов (но не нашедших применения из-за своей хладноломкости при комнатной температуре), исследовали цилиндрический двухполюсный электромагнитный индуктор, который создает бегущее магнитное поле в рабочем объеме. Технология воздействия бегущего магнитного поля на кристаллизуемый металл следующая. Литейную керамическую форму, изготовленную из оксида алюминия, формовали в металлической опоке, которая устанавливалась в рабочий объем электромагнитного индуктора (рис. 1), размещенного на подвижном столе в заливочной камере вакуумно-индукционной плавильной установки типа УППФ (рис. 2).

Расплавленный металл заливали в литейную керамическую форму при включенном электромагнитном индукторе, создающем однонаправленное бегущее магнитное поле. Температура формы на момент заливки металлом составляла 250–350°C, температура сплава состава Сг–0,3% (по массе) У: 2020–2050°C, который выплавляли

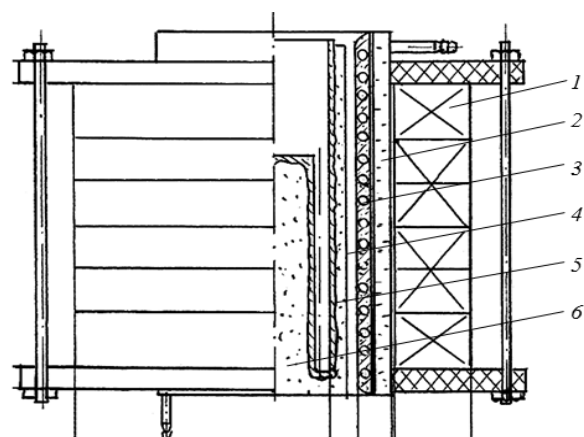


Рис. 1. Двухполюсный цилиндрический электромагнитный индуктор:

1 – фазные катушки; 2 – водоохлаждаемый корпус; 3 – печь подогрева формы; 4 – металлическая опока; 5 – керамическая литейная форма; 6 – формовочный наполнитель

в атмосфере инертного газа, в вакууме при остаточном давлении 150 мм рт. ст. (20 кПа) [17–19]. Величина индукции магнитного поля составляла $B \approx 22 \cdot 10^{-3}$ Тл; частота трехфазного тока, питающего индуктор, составляла 50 Гц. Размеры литого блока следующие: диаметр прибыльной части 80 мм, высота прибыльной части ~40 мм, а литых заготовок образцов – диаметр 15,5 мм, длина ~180 мм.

Литые заготовки образцов разрезали пополам (длина ~85 мм) и подвергали испытаниям на механическую прочность, а образцы из сплава состава Ni–18% (по массе) Al испытывали на жаростойкость при температуре 1250°C в течение 100 ч с циклической выдержкой 6–8 ч.

Результаты и обсуждения

Испытания двухполюсного цилиндрического электромагнитного индуктора позволили выявить конструктивные и технологические особенности, влияющие на характер бегущего магнитного поля, создаваемого в рабочем объеме. Исследованию подвергали габариты индуктора, размеры вспомогательных частей его конструкции, марки материалов для их изготовления, количество витков в фазных катушках, условия сборки фазных катушек в индуктор, электрические схемы подключения индуктора к трехфазному току и т. д. Исследования показали, что при проектировании конструкции индуктора необходимо, прежде всего, исходить из размеров литейной формы, которые дают возможность определять последующие размеры деталей его конструкции. Проведенные замеры и построение графиков характера распределения ЭДС индукции магнитного поля в рабочем объеме индуктора позволили выявить условия, при которых бегущее магнитное поле наиболее эффективно воздействует на кристаллизуемый металл. Анализ проведенных исследований показал, что при конструировании и изготовлении

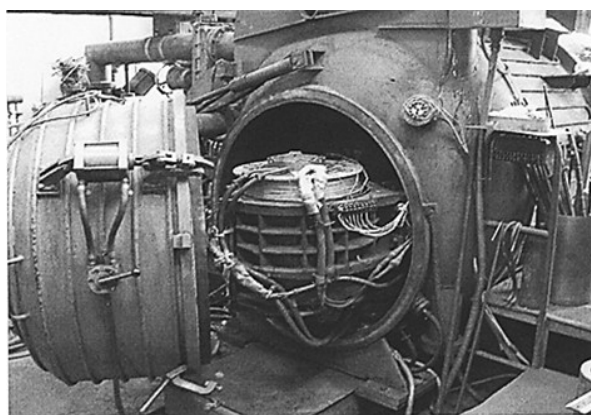


Рис. 2. Вакуумно-индукционная плавильная установка полунепрерывного действия типа УППФ

электромагнитного индуктора необходимо соблюдать следующие требования.

При изготовлении фазных катушек индуктора:

– применять провод марки типа БПДО с высокотемпературной оплеткой для повышения надежности их работы;

– использовать провод сечением $S=2,5-4,0$ мм² с количеством витков в фазных катушках индуктора, равным $\omega \approx 108\%$ (А)–100% (В)–100% (С), при соблюдении соотношения суммарного количества витков индуктора к его высоте

$$\epsilon = \sum_{\text{кол-во витков}} / h_{\text{индуктора}} \leq 8-12 \text{ витков/см}; \quad (1)$$

количество витков в полукатушках фазы А, превосходящее на 7–8% количество витков в катушках фаз В и С, обеспечивает уменьшение амплитуды характера распределения ЭДС индукции магнитного поля в рабочем объеме индуктора и выравнивает векторную диаграмму трехфазного тока;

– соблюдать соотношение суммарного количества витков индуктора к его высоте для более однородного распределения характера ЭДС индукции магнитного поля в рабочем объеме индуктора;

– осуществлять намотку провода на алюминиевые сварные каркасы, изготовленные из сплавов с высоким удельным сопротивлением марок АМг-5 и АМг-6 (толщиной 2,0 мм), с целью снижения их нагрева индуктивными токами, наведенными магнитным полем индуктора в процессе работы. Сварные каркасы, работающие как экраны, позволяют устранять влияние магнитных полей фазных катушек друг на друга и препятствовать искажению бегущего магнитного поля в рабочем объеме индуктора, питаемого трехфазным током. В сварных каркасах следует делать разрез шириной 10–15 мм с целью предотвращения образования замкнутого контура и нагрева материала каркаса до температур оплавления оплетки намоточного провода;

– наклеивать диэлектрические прокладки (из пленки фторопласта, стеклоткани и т. д. толщиной ~0,2 мм) на внутреннюю поверхность сварных алюминиевых каркасов перед намоткой провода для предотвращения контакта и оплавления оплетки намоточного провода от каркасов, нагреваемых индуктивными токами, наведенными магнитным полем при работе индуктора.

При сборке электромагнитного индуктора:

– располагать полукатушки фазы А сверху и снизу катушек фаз В и С;

– укладывать разделительные диэлектрические прокладки (пленка из фторопласта, стеклоткани и т. д. толщиной ~0,3 мм) между сварными алюминиевыми каркасами фазных катушек для устранения контакта между ними. Наличие разделительных диэлектрических прокладок по всей площади каркаса катушек необходимо для стабилизации векторной диаграммы трехфазного тока, влияющего на работоспособность индуктора;

– фиксировать фазные катушки легким прижатием друг к другу с помощью двух плит, изготовленных из стеклотекстолита (толщиной ~25 мм), имеющих отверстие диаметром, равным внутреннему диаметру алюминиевых каркасов катушек. Сжатие фазных катушек осуществлять четырьмя болтами диаметром 10–14 мм, изготовленными из немагнитного материала;

– изготавливать водоохлаждаемый корпус из немагнитной стали (лист толщиной ~2,0 мм) с высоким удельным сопротивлением (марка ЭП648) с целью снижения его нагрева индуктивными токами, наведенными магнитным полем при работе индуктора. Высота охлаждаемого корпуса должна превышать высоту фазных катушек электромагнитного индуктора в 1,3–1,6 раза, при соблюдении соотношения

$H = h_{\text{индуктора}} / \varnothing_{\text{внутренний диаметр индуктора}} = 1,0-1,7$, (2) необходимого для уменьшения амплитуды характера распределения ЭДС индукции магнитного поля в рабочем объеме индуктора и выравнивания векторной диаграммы трехфазного тока;

– соблюдать наличие зазоров (Δ_1 , Δ_2 , Δ_3) для «прохождения» бегущего магнитного поля в рабочем объеме индуктора, где Δ_1 – зазор между внутренним диаметром фазных катушек и водоохлаждаемым корпусом, равный 7,0–10,0 мм и контролируемый диэлектрическими проставками указанного размера; Δ_2 – зазор между внутренней стенкой охлаждаемого корпуса и опоккой, равный 10,0–15,0 мм и контролируемый «ограничителями», приваренными к опоке по периметру с четырех сторон (в верхней и нижней частях); Δ_3 – зазор между литейной керамической формой и внутренней стенкой металлической опоки, равный 20,0–30,0 мм и фиксирующий соосность расположения литейной формы и опоки с помощью наполнителя (оксидов магния или алюминия, обладающих более высокой теплопроводностью, чем оксиды кремния и циркония).

При изготовлении опоки:

– использовать немагнитную сталь марки ЭП648 (лист толщиной ~1,5 мм) с целью снижения нагрева индуктивными токами, наведенными магнитным полем при работе индуктора;

– соблюдать условия при установке опоки с формой в рабочий объем индуктора, при которых уровень верхней части предполагаемой прибыли (будущей отливки) должен совпадать с линией уровня середины или чуть ниже высоты верхней полукатушки фазы А, а нижняя часть литейной керамической формы должна выступать за пределы нижней полукатушки фазы А на 30–50 мм.

При заливке литейной керамической формы металлом:

– соблюдать скоростной режим с целью эффективной обработки металла бегущим магнитным полем в процессе кристаллизации.

При подключении электромагнитного индуктора по схеме «звезда» или «треугольник»:

– подавать трехфазный ток на обмотки фазных катушек либо на «конец–конец–конец–конец», либо на «начало–начало–начало–начало» по схемам, указанным на рис. 3.

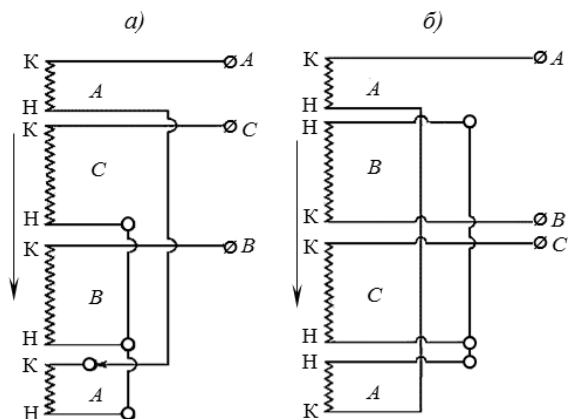


Рис. 3. Типы схем подключения фазных катушек электромагнитного индуктора по электросхеме «звезда»

При подаче трехфазного тока на обмотки фазных катушек по типу «начало–конец–начало–конец...» или «конец–начало–конец–начало...», существующему в многополюсных МГД-устройствах, характер распределения ЭДС индукции магнитного поля в рабочем объеме индуктора имеет сильно выраженные колебания. Кристаллизация металла под воздействием такого поля приводила к получению сверхмелкозернистой структуры, а ударная вязкость имела величину ниже исходного значения.

При подключении электромагнитного индуктора к трехфазному току по схеме, указанной на рис. 3, а, измерение величины ЭДС индукции

поля проводили при среднем значении трехфазного тока $I=9,87$ А, напряжения $U=114$ В и мощности, равной $W\approx 1,125$ кВт. Установлено, что угол разности фаз векторной диаграммы токов составлял: $AC\approx 123$ градуса, $CB\approx 112$ градусов и $BA\approx 125$ градусов. Из графика характера распределения ЭДС индукции магнитного поля в рабочем объеме индуктора следует, что он имеет выраженные колебания (рис. 4, а).

При подключении электромагнитного индуктора к трехфазному току по схеме, указанной на рис. 3, б, измерение величины ЭДС индукции поля проводили при средних значениях тока $I=7,2$ А, напряжения $U=158$ В и мощности, равной $W\approx 1,137$ кВт. Установлено, что угол разности фаз векторной диаграммы токов составлял: $AC\approx 121$ градус; $CB\approx 119$ градусов и $BA\approx 120$ градусов. Из графика характера распределения ЭДС индукции магнитного поля в рабочем объеме индуктора следует, что он имеет менее выраженные колебания (рис. 4, б) по сравнению с характером распределения ЭДС индукции магнитного поля, показанным на рис. 4, а.

Исходя из значений угла разности фаз векторных диаграмм трехфазного тока и характера распределения ЭДС индукций магнитного поля в рабочем объеме индуктора, можно предположить, что электромагнитный индуктор, подключенный по электросхеме, указанной на рис. 3, б, будет обеспечивать наиболее эффективный процесс воздействия бегущего магнитного поля на кристаллизующий металл благодаря более однородному магнитному полю и векторной диаграмме трехфазного тока со значениями, близкими к 120 градусам, чем при подключении индуктора по схеме, указанной на рис. 3, а.

Выполнение конструктивных и технологических требований, выявленных при исследовании

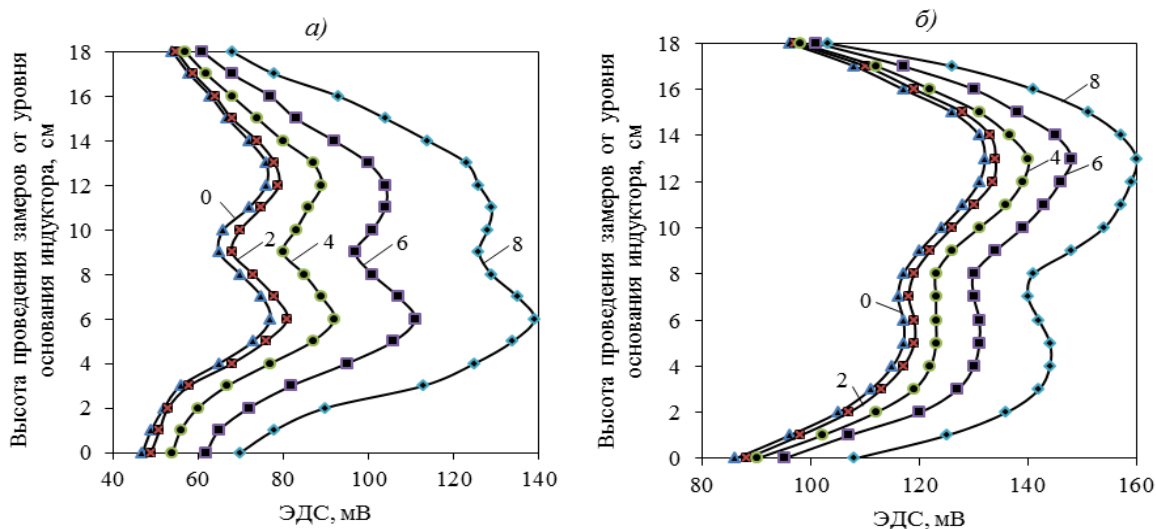


Рис. 4. Характер распределения ЭДС индукции магнитного поля в рабочем объеме индуктора (внутренний радиус 8,5 см) при его подключении по схеме, указанной на рис. 3, а (а) или рис. 3, б (б):

0 – линия замеров на оси индуктора; 2, 4, 6 и 8 – линии замеров на расстоянии (в см) от оси индуктора

двухполюсного цилиндрического электромагнитного индуктора, воздействующего бегущим магнитным полем на металл в процессе равноосной кристаллизации, позволило оценить эффективность исследуемого метода на сплавах на основе хрома и никеля.

На рис. 5 представлена рентгенограмма литых заготовок образцов из сплава марки ВХ-1 состава $\text{Cr}-0,3\%$ (по массе) Y с равноосной кристаллизацией. Видно, что литая заготовка образца длиной ~ 180 мм, полученная без электромагнитной обработки (ЭМО), имеет осевую рыхлоту по всей длине, а в литой заготовке, полученной с ЭМО, она практически отсутствует.

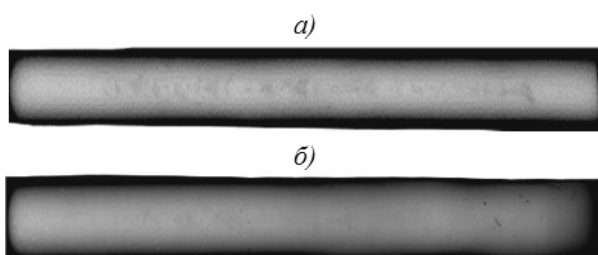


Рис. 5. Рентгенограмма образцов из сплава на основе хрома без ЭМО (а) и с ЭМО (б)

В микроструктуре образца из сплава состава $\text{Cr}-0,3\%$ (по массе) Y , полученного без ЭМО в процессе кристаллизации, видно, что размер зер-

на составляет $500-800$ мкм (рис. 6, а), а в микроструктуре образца, полученного с ЭМО, размер зерна составляет $100-300$ мкм (рис. 6, в). Такое изменение в литой структуре сплава на основе хрома с ЭМО можно отнести за счет дробления вторичных ветвей дендритов благодаря перемешиванию расплава в зоне интервала кристаллизации [20, 21].

Исследование микроструктуры литого сплава на основе хрома, полученного без ЭМО, показало, что межзеренные границы имеют ширину ~ 8 мкм (рис. 6, б), а в микроструктуре сплава, полученного с ЭМО, имеют ширину ~ 20 мкм (рис. 6, г). Такую разницу в ширине межзеренных границ можно объяснить различием процессов кристаллизации. Если в первом случае вытеснение примесей внедрения (кислорода, азота) и их соединений в приграничную зону зерна происходит естественным путем за счет движения фронта кристаллизации металла, то во втором случае они вытесняются принудительно и более интенсивно за счет объемного давления, создаваемого в металле ввиду взаимодействия электромагнитного поля с индуктивными токами, наведенными в расплаве металла [16]. Это способствует рафинированию самого зерна [22] и увеличению его приграничной зоны (рис. 6, г).

В результате исследований обнаружено, что содержание примесей внедрения по высоте отливки различается. В прибыльной ее части содержание

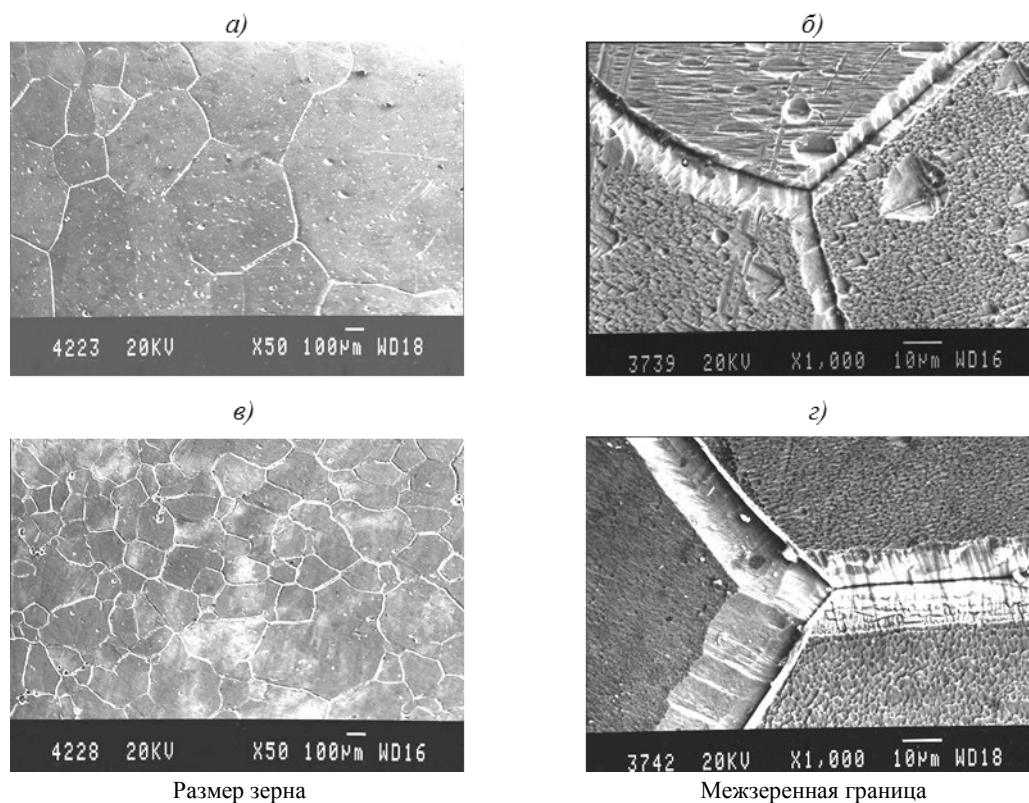


Рис. 6. Микроструктуры литого сплава на основе хрома без ЭМО (а, б) и с ЭМО (в, г)

Содержание примесей в литых образцах из сплава на основе хрома состава Cr–0,3% (по массе) Y

Условный номер плавки	Содержание примесей, % (по массе)	
	азота	кислорода
Исходная шихта (хром, марка ЭРХ)	0,0012	0,002
710 (без ЭМО)	0,0130	0,023
789 (с ЭМО)	0,0080	0,023

по азоту составило на ~40%, а по кислороду на ~12% больше, чем в литых образцах. В табл. 1 приведено содержание примесей внедрения в исследуемых образцах литого сплава на основе хрома по проведенным плавкам.

Обнаружено, что период кристаллической решетки в образцах литого сплава без ЭМО (плавка 710) составил 0,28839 нм, а в образцах с ЭМО (плавка 789): 0,28866 нм.

Рентгеноструктурный анализ образцов из сплава на основе хрома с ЭМО выявил направление кристаллографической ориентации [011], совпадающее с осью литых заготовок образцов по всей высоте (рис. 7) [17].

При измерении макротвердости литых образцов сплава с ЭМО и без ЭМО существенных отличий не наблюдалось. В образцах с ЭМО значения составляли НВ=1250–1300 МПа, а в образцах без ЭМО – НВ=1220–1280 МПа.

На рис. 8 представлен внешний вид излома образцов (Ø15,5 мм и длиной ~80 мм) после испытаний на маятниковом копре (модель КМ-5Т) с шириной опорной площадки $l=67$ мм. Образец,

полученный путем равноосной кристаллизации без ЭМО, имел излом прямой формы (рис. 8, а), а образец, полученный путем кристаллизации с ЭМО, – косой формы (рис. 8, б).

Ударная вязкость литых цилиндрических заготовок образцов (без надреза) из сплава на основе хрома с ЭМО составила 15–20 Дж/см², а заготовок образцов без ЭМО: 1,5–2,0 Дж/см².

В табл. 2 приведены физико-механические свойства для литого сплава на основе хрома марки ВХ-1 состава Cr–0,3% (по массе) Y, полученные на стандартных образцах, изготовленных из прутка Ø20 мм (полученного методом деформации литой заготовки Ø60 мм, выплавленной вакуумно-дуговым методом) и литых заготовок Ø15,5 мм (полученных методом точного литья в керамическую оболочковую форму вакуумно-индукционным методом с ЭМО в процессе их кристаллизации).

Такое повышение механических свойств литого сплава на основе хрома, полученного с ЭМО, возможно, связано с измельчением кристаллической структуры, наличием в ней ориентированно-

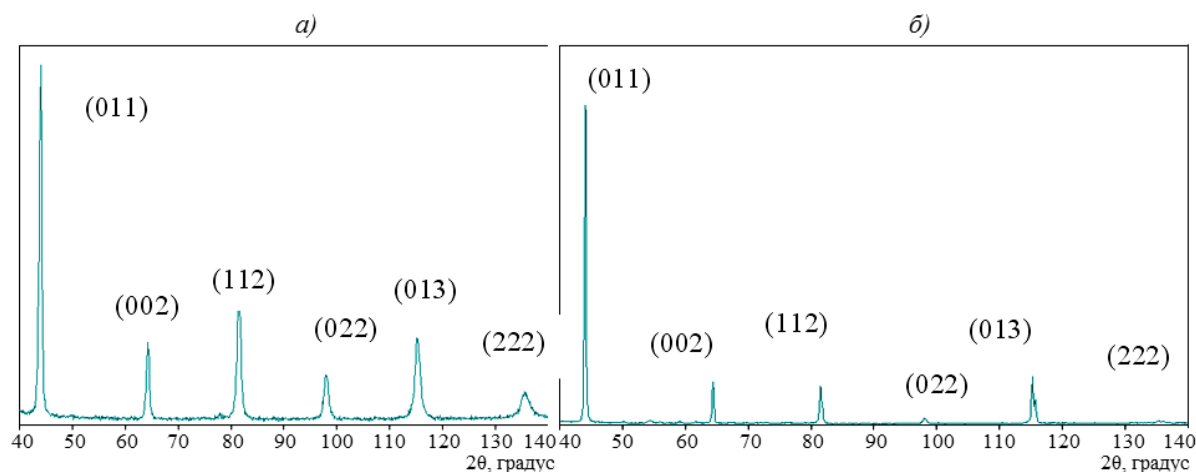


Рис. 7. Дифрактограммы, полученные при излучении Fe K_{α} , для хромового порошка без ЭМО (а) и монолитного образца с текстурой [011], параллельной оси роста, с ЭМО (б)



Рис. 8. Внешний вид излома образцов из сплава состава Cr–0,3% (по массе) Y, кристаллизованных без ЭМО (а) и с ЭМО (б)

Таблица 2

Физико-механические свойства литого сплава на основе хрома, полученные на стандартных образцах

Вид испытания*	Значения свойств для	
	литого деформированного сплава на основе хрома марки ВХ-1 (данные согласно паспорту)	литого сплава на основе хрома марки ВХ-1 с ЭМО
Кратковременная прочность:		
– в исходном состоянии	$\sigma_B^{20^\circ}=245\text{--}284$ МПа; $\delta=2,0\%$; $\psi=4,0\%$	$\sigma_B^{20^\circ}=265\text{--}284$ МПа; $\delta=1,5\%$; $\psi=3,5\%$
– при повышенной температуре	$\sigma_B^{1150^\circ}=49\text{--}69$ МПа; $\delta=60\text{--}90\%$; $\psi=90\text{--}95\%$	$\sigma_B^{1150^\circ}=69\text{--}85$ МПа; $\delta=24\text{--}32\%$; $\psi=43\text{--}51\%$
Длительная прочность	$\sigma_{100}^{1150^\circ}=13$ МПа	$\sigma_{250}^{1150^\circ}=59$ МПа
* Испытания стандартных образцов из сплава марки ВХ-1 состава Cr-0,3% (по массе) У с электромагнитной обработкой (ЭМО) проводили в ЦЗЛ на заводе «Сатурн». Испытания на длительную прочность проводили на ограниченном количестве образцов.		

направленной текстуры и прочих изменений, влияющих на его свойства. Известно, что причиной тугоплавкости и высокой хрупкости d -, s -элементов шестой группы (Cr, Mo и W) является наличие шести валентных электронов с неспаренными спинами и формирование гомеопольной связи между однородными атомами. Повышение ударной вязкости литого сплава на основе хрома с ЭМО, возможно, связано с частичным разрушением этой связи и замещением ее металлической. Поэтому увеличение периода кристаллической решетки сплава, по-видимому, связано с частичным ослаблением жесткой межатомной связи.

На протяжении десятилетий проблема хрупкого разрушения хрома изучалась многими учеными. Одни из них считают, что это связано с особенностью строения внешней электронной оболочки его атома, имеющего один $4s^1$ электрон, влияющий на межатомную связь [23], другие – что причина этого явления заключается в наличии примесей внедрения, образующих нитриды и оксиды, а также в их форме и распределении в хром и т. д. [24]. На основании результатов механических испытаний, микроструктурного, газового и рентгеновского анализов литых образцов сплава на основе хрома с ЭМО можно предположить, что мнение авторов [24], связывающих его хрупкое состояние с присутствием примесей внедрения, является менее обоснованным, чем представления исследователей [23], объясняющих это

состояние особенностью строения внешней электронной оболочки его атома с одним $4s^1$ электроном, влияющим на межатомную связь.

Заключения

В результате исследований:

– установлено, что выбранная конструкция двухполюсного цилиндрического электромагнитного индуктора (в отличие от многополюсных МГД-устройств) способна создавать бегущее магнитное поле в рабочем объеме, эффективно воздействующее на процесс кристаллизации металла;

– разработана конструкция двухполюсного цилиндрического электромагнитного индуктора и выявлены ее особенности, обеспечивающие создание более однородного бегущего магнитного поля в рабочем объеме индуктора;

– разработаны два варианта схем подключения фазных катушек электромагнитного индуктора к трехфазному току промышленной частоты и определен характер распределения ЭДС индукции магнитных полей в рабочем объеме с целью выявления преимущества одного из них;

– разработана рекомендация по заливке литейной керамической формы металлом с технологической скоростью, обеспечивающей эффективное формирование структуры (с ориентированной кристаллографической решеткой) под воздействием бегущего магнитного поля.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Парфенович П.И. Конструирование литейных жаропрочных никелевых сплавов с поликристаллической структурой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2018. №2 (752). С. 47–55.
3. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Луцкая С.А. Методы повышения коррозионной стойкости жаропрочных никелевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. №4 (64). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.09.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-3-8.

4. Wang J., Qian J., Zhang X., Wang Y. Research status and progress of NiAl based alloys as high temperature structure materials // *Rare Metals*. 2011. Vol. 30. Suppl. 1. P. 422–426.
5. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Базылева О.А., Морозов А.Е., Антонова А.В., Бондаренко Ю.А., Булахтина М.А., Ашмарин А.А., Аргинбаева Э.Г., Аладьин Н.А. Конструкционные жаростойкие (β -NiAl+ γ' -Ni₃Al) сплавы системы Ni–Al–Co. I. Особенности кристаллизации и структуры сплавов // *Металлы*. 2017. №5. С. 20–30.
6. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Базылева О.А., Морозов А.Е., Антонова А.В., Аргинбаева Э.Г., Аладьин Н.А., Сиротинкин В.П. Конструкционные жаростойкие (β -NiAl+ γ' -Ni₃Al) сплавы системы Ni–Al–Co. II. Окисление // *Металлы*. 2017. №5. С. 31–36.
7. Li H.T., Wang Q., Wang K. et al. Improvement of compressive strength and ductility in NiAl based eutectic alloy by uniform high magnetic field treatment // *Intermetallics*. 2011. Vol. 19. Issue 2. P. 187–190.
8. Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Оспеникова О.Г. Литейные жаропрочные никелевые сплавы // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2012. №6. С. 16–21.
9. Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*. N.Y.: John Wiley & Sons, 1987. 640 p.
10. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Елютин Е.С. Монокристаллические жаропрочные сплавы для газотурбинных двигателей // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение*. 2011. №SP2. С. 38–52.
11. Производство высокотемпературных литых лопаток авиационных ГТД / под ред. С.И. Яцка. М.: Машиностроение, 1995. 33 с.
12. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni₃Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2002. 360 с.
13. Мняян М.Г. Новые профессии магнита. М.: Просвещение, 1985. С. 28–35.
14. Li X., Wang J., Zhang J. et al. Directional Solidification Microstructure of a Ni-Based Superalloy: Influence of a Weak Transverse Magnetic Field // *Materials*. 2015. Vol. 8. P. 3428–3441.
15. Nikrityuk P.A., Eckert K., Grundmann R. Electromagnetically Forced Swirling Flow During Solidification of a Binary Metal alloy // *Journal of Computational and Applied Mechanics*. 2004. Vol. 5. No. 2. P. 337–352.
16. Верте Л.А. МГД-технология в производстве черных металлов. М.: Металлургия, 1990. 119 с.
17. Самойлов А.И., Конокотин С.П., Рощина И.Н., Тимофеева О.Б., Назаркин Р.М. Повышение пластичности материалов кристаллизацией в электромагнитном поле // *Авиационные материалы и технологии*. 2008. №1. С. 32–37.
18. Конокотин С.П. Влияние электромагнитного поля на физико-механические свойства литого хрома // *Литейное производство*. 2011. №7. С. 15–18.
19. Конокотин С.П., Моисеева Н.С. Влияние метода кристаллизации на структуру сплава системы Ni–Al после высокотемпературного нагрева // *Металлургия машиностроения*. 2013. №4. С. 27–31.
20. Назаркин Р.М., Конокотин С.П. Влияние обработки электромагнитным полем при кристаллизации на механические свойства сплавов систем Ni–Al и Co–Cr–Al–Ni // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2017. №5 (53). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.10.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-05-10-10.
21. Li B.Q. Solidification Processing of Material in Magnetic Fields // *Journal of Metals*. 1998. Vol. 50. No. 2. URL: <https://www.tms.org/pubs/journals/JOM/> (дата обращения: 10.10.2018).
22. Makarov S. Elektromagnetic Separation Techniques in Metal Casting. I. Conventional Methods. *IEEE Transactions of Magnetism*. 2000. Vol. 36. No. 4. P. 2015–2021.
23. Гуляев Б.Б., Магницкий О.Н., Демидова А.А. *Литье из тугоплавких металлов*. М.: Машиностроение, 1964. С. 269–272.
24. Лякишев Н.П., Гасик М.И. *Металлургия хрома*. М.: ЭЛИЗ, 1999. С. 49–50.