

Влияние высокотемпературной обработки расплава на качество литых заготовок для постоянных магнитов из сплава ЮНДК24

И. В. Беляев, Е. В. Зорина, В. Ф. Стукалов, К. В. Григорович, С. С. Шibaев

Исследовано влияние кратковременного высокотемпературного нагрева расплава на содержание основных элементов, газов и неметаллических включений в магнитотвердом сплаве ЮНДК24, выплавляемом из чистых металлов на воздухе, а также на макроструктуру литых заготовок, получаемых из этого сплава по методу внепечного направленного затвердевания. Результаты исследования использованы для усовершенствования технологии производства литых постоянных магнитов из сплавов типа ЮНДК24.

Введение

Литые постоянные магниты из сплавов типа ЮНДК широко используются в качестве источников магнитного поля при создании различных приборов, электрических машин, электронной техники, специальных устройств как общегражданского, так и военного применения. Сплавы типа ЮНДК содержат в своем составе железо в качестве основы, до 26,0% кобальта, до 20,0% никеля, до 4,5% меди, до 10% алюминия и относятся к классу прецизионных сплавов.

Магниты, изготовленные из этих сплавов, согласно ГОСТ 17809-72 обладают следующим уровнем магнитных свойств: остаточная магнитная индукция B_r — до 1,4 Тл, коэрцитивная сила H_{cb} — до 62 кА/м; максимальная магнитная энергия $(BH)_{max}$ — до 56 кДж/м³ [1, 2]. Сплав ЮНДК24 является наиболее используемым и перспективным из всей серии магнитотвердых сплавов типа ЮНДК.

Магнитные свойства постоянных магнитов из сплавов типа ЮНДК сильно зависят от содержания в сплаве растворимых и нерастворимых примесей, а также от типа кристаллической структуры литой заготовки. Для получения высоких магнитных свойств содержание вредных примесей в сплаве должно быть минимальным, а кристаллическая структура литой заготовки должна быть столбчатой. Наиболее вредными примесями для сплавов типа ЮНДК

являются углерод, азот, бор. Суммарное содержание этих примесей в сплаве должно быть не более 0,05 масс.%. Интересно, что сера не является вредной примесью для сплавов типа ЮНДК, а наоборот специально вводится в их состав в количестве до 0,2 масс.% для улучшения обрабатываемости литых заготовок шлифованием.

Известно, что на структуру и свойства литых изделий из сплавов на основе железа сильное влияние оказывает высокотемпературная обработка расплава, проводимая при выплавке этих сплавов [3]. Предварительные эксперименты на магнитотвердых сплавах тоже выявили влияние высокотемпературной обработки расплава на макроструктуру литых заготовок. Однако систематических исследований, позволяющих понять механизм этого влияния и управлять процессом образования кристаллической структуры литой заготовки, ранее не проводилось. В настоящей работе предпринята попытка восполнить недостающие сведения в этой области.

Методика эксперимента

В работе исследовали влияние высокотемпературной обработки расплава (ВТОР) на содержание газов, неметаллических включений, а также на угар элементов, макроструктуру и на наличие дефектов в отливках из магнитотвердого сплава ЮНДК24. Химический состав сплава по шихте был следующим

(в масс. %): кобальт — 24,0, медь — 3,0, никель — 14,0, алюминий — 8,5, титан — 0,4, железо — 49,9. В сплав вводили серу в количестве 0,2% от общей массы выплавляемого сплава (то есть сверх 100%).

При выплавке сплавов использовали чистые металлы: никель Н-1 по ГОСТ 849-97, алюминий А-7 по ГОСТ 11069-97, кобальт К-1 по ГОСТ 123-98, медь М-1 по ГОСТ 859-78, титан ВТ1-0 по ТУ-48-4-282-86, железо по ТУ-14-1-1720-46, серу вводили в расплав в виде сернистого железа. Выплавку сплава производили в открытой индукционной печи без использования каких-либо флюсов. Футеровка тигля печи — электрокорунд. Порядок плавки был следующим: сначала расплавляли железо, кобальт, никель и медь, а затем в расплав добавляли ниобий и далее по частям алюминий совместно с титаном и сернистое железо. После полного расплавления шихты расплав нагревали до температуры 1600, 1650, 1700, 1750 °С и производили кратковременную выдержку при этих температурах в течении 30 с. Готовый расплав заливали в предварительно нагретую до 1300 °С кислую керамическую литейную форму без дна, изготовленную методом выплавляемых моделей и установленную на медный водоохлаждаемый холодильник. Конструкция формы предусматривала одновременное получение образцов для анализа химического состава сплава, содержания газов, неметаллических включений, а также для оценки макроструктуры и дефектов литых заготовок. Контроль температуры расплава осуществляли при помощи лазерного пирометра фирмы "Raytek" (США) и при помощи термопары погружения марки ВР 5/20, соединенной компенсационными проводами с самописцем КСП-4. После заливки образцы охлаждали до комнатной температуры вместе с формой, выбивали из формы, маркировали и использовали для проведения исследований.

Химический состав сплава определяли методом рентгенофлюоресцентного анализа при помощи установки СРМ-25М. Содержание кислорода, азота и водорода в сплаве определяли при помощи установок РО-17 и TN-15 фирмы "Леко" (США).

Количество неметаллических включений в сплаве определяли методом химического растворения образца с последующим выделением осадка, а также методами стереометрической металлографии. Макроструктуру образцов оценивали по травленым шлифам. Для этого отливку разрезали вдоль направления теплоотвода, шлифовали, подвергали травлению для выявления границ зерен и измеряли длину столбчатых кристаллов. Значения угара элементов сплава ЮНДК24 при различных режимах высокотемпературной обработки расплава определяли ра-

счетным путём по данным анализа химического состава сплава.

Результаты эксперимента

Данные о составе сплава, угаре элементов, содержании газов и неметаллических включений после высокотемпературной обработки расплава, а также длина столбчатых кристаллов в литых заготовках приведены в таблице и на рисунке. Из данных таблицы видно, что при увеличении температуры нагрева расплава от 1600 до 1750 °С монотонно возрастает угар Al. Угар Ni в интервале температур 1600 – 1700 °С уменьшается с 2,9 до 0,7 %, а затем вновь возрастает до 2,1%. Угар Cu в интервале температур 1600 – 1750 °С остаётся неизменным и составляет 3,3%. Угар Co практически отсутствует.

Характер изменения зависимости содержания неметаллических включений в сплаве от температуры нагрева расплава имеет немонотонный характер. При увеличении температуры расплава от 1600 до 1650 °С количество неметаллических включений возрастало с 6,8 до 8 масс.%. Дальнейшее увеличение температуры расплава до 1700 °С приводило к резкому снижению содержания неметаллических включений до 3,6 масс.%. Дальнейший рост температуры нагрева расплава вновь приводил к некоторому росту содержания неметаллических включений в сплаве (до 5,4 масс.%).

Максимальное содержание водорода в сплаве наблюдали при температуре нагрева расплава до 1650 °С. При дальнейшем повышении температуры содержание водорода в сплаве уменьшается. Максимальное содержание азота в сплаве наблюдается при температуре расплава 1650 °С, а минимальное его содержание — при 1700 °С.

В отливках, изготовленных из сплава после ВТОР, наблюдали газовые раковины. Раковины отсутствовали только на образце, полученном из расплава, нагретого до 1700 °С. Образец имел развитую столбчатую структуру. При этом содержание неметаллических включений и содержание азота были минимальными.

Обсуждение результатов

Снижение содержания кислорода в сплаве по мере увеличения температуры нагрева расплава вполне закономерно и связано с окислением алюминия. Это подтверждается данными об угаре алюминия. При этом содержание оксидов алюминия в сплаве должно увеличиваться. Наблюдаемое на рисунке снижение содержания неметаллических

Таблица

Результаты исследований химического состава сплава ЮНДК24 после различных режимов ВТОР

Температура нагрева расплава, °С	Содержание элементов в сплаве, масс. % / Угар элементов, %						Содержание газов, масс. %			Сумма газов в сплаве, масс. %	Общее количество неметалл. включений, масс. %	Длина столбчатых кристаллов, мм
	Co	Cu	Ni	Al	Ti	Fe	O ₂	N ₂	H ₂			
1600	23,9/0,4	2,9/3,3	13,6/2,9	7,7/9,4	0,4/0	Остальное	0,025	0,012	0,00056	0,037	6,8	10
1650	24/0	2,9/3,3	13,8/1,4	7,5/11,8	0,4/0		0,02	0,017	0,00062	0,038	8	32
1700	24/0	2,9/3,3	13,9/0,7	7,3/14,1	0,38/5		0,019	0,006	0,00057	0,026	3,6	40
1750	24/0	2,9/3,3	13,7/2,1	7,1/16,5	0,36/10		0,007	0,0095	0,00055	0,017	5,4	28

включений в сплаве при увеличении температуры нагрева от 1650 до 1700°С вероятно связано с началом интенсивного образования плен оксида алюминия. Плены интенсивно всплывают в расплаве и при определении содержания неметаллических включений методом химического растворения образца могут просто не попасть в зону исследования. То, что при температурах выше 1700°С в расплаве сплава ЮНДК24 начинается интенсивное пленообразование, подтверждается внешним видом литых заготовок. Всплывая, плена может увлекать за собой и другие неметаллические включения, находящиеся в расплаве во взвешенном состоянии.

Данные газового анализа о немономтонном изменении содержания азота в сплаве при увеличении температуры нагрева расплава от 1600 до

1750°С можно объяснить началом образования нитридов титана при температурах около 1700°С. Об этом свидетельствуют также данные об угаре титана, приведенные в таблице. При температурах выше 1700°С содержание азота в сплаве, по-видимому, интенсивно нарастает. При этом соотношение концентраций азота и титана в сплаве такое, что происходит активное образование нитридов титана. Нитридообразование снижает содержание растворенного азота в сплаве и увеличивает содержание неметаллических включений в сплаве. Причем нитридов титана образуется настолько много, что они препятствуют развитию столбчатых кристаллов в сплаве при направленном затвердевании. Этим и объясняется уменьшение длины столбчатых кристаллов при увеличении температуры нагрева расплава выше 1700°С (рисунок).

Заключение

Для получения максимальной длины столбчатых кристаллов в отливках из магнитотвердого сплава ЮНДК24, выплавляемого в открытой индукционной печи путем сплавления чистых металлов, температура нагрева расплава при выплавке сплава должна быть около 1700°С.

Результаты работы были использованы для усовершенствования технологии производства литых постоянных магнитов из сплавов ЮНДК24. Это позволило надежно получать оптимальную макроструктуру литых заготовок и повысить их выход годного.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 08-03-12126-офи.

Литература

- ГОСТ 17809-72. Материалы магнитотвёрдые литые. Марки и технические требования. М.: Изд-во стандартов. 1985, 15 с.
- Прецизионные материалы. Справочник. Под ред. Б.В. Молотилова. М.: Металлургия, 1983, 448 с.
- Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. и др. Жидкая сталь. М.: Металлургия, 1984, 208 с.

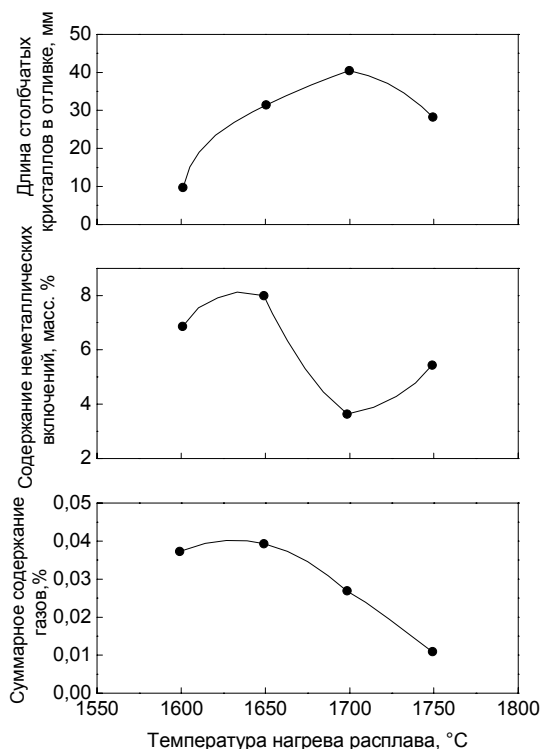


Рисунок. Содержание газов и неметаллических включений после высокотемпературной обработки расплава, длина столбчатых кристаллов в литых заготовках.

Беляев Игорь Васильевич — ОАО НПО “Магнетон” (г. Владимир), доктор технических наук, заместитель генерального директора по научной работе и разработке оборонной продукции. Специалист в области металловедения магнитов.

Зорина Елена Владимировна — ОАО НПО “Магнетон” (г. Владимир), ведущий инженер. Специалист в области металловедения магнитов.

Стукалов Валерий Федорович — ОАО НПО “Магнетон” (г. Владимир), заведующий лабораторией. Специалист в области металловедения магнитов.

Григорович Константин Всеволодович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, член-корреспондент РАН, заведующий лабораторией. Специалист в области металлургии, металловедения, диагностики материалов.

Шибяев Сергей Сергеевич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, кандидат технических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области диагностики материалов.