УДК 621.74.047

В.Ф. Бевза, В.П. Груша, В.А. Красный

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЗАГОТОВОК ДЕТАЛЕЙ ГОРНОГО И НЕФТЕПЕРЕРАБАТЫВАЮЩЕГО МАШИНОСТРОЕНИЯ ИЗ ЧУГУНА «НИРЕЗИСТ»

Исследованы условия формирования отливок из аустенитного чугуна со специальными свойствами и определены технологические основы литья полых цилиндрических заготовок направленным затвердеванием без применения стержня. Оценено наличие ферромагнитной фазы в структуре чугуна, проведены исследования по определению ростоустойчивости чугуна при отрицательных температурах. Рассмотрено влияние конструктивных и технологических параметров на стабильность процесса и отбел чугуна. Определены пороги возможности осуществления стабильного процесса получения полых заготовок малого диаметра методом направленного затвердевания. Установлена возможность получения полых цилиндрических отливок такого размера в непрерывно-циклическом режиме литья. Приведены формулы для определения толщины стенки кристаллизатора и анализа константы графитизации которая приближенно характеризует склонность чугуна к отбеливанию, применительно к изучаемому чугуну. Определены условия, выполнение которых обеспечивает получение заготовок без включений карбидов в литом состоянии при работе на всех использованных при исследованиях исходных шихтовых материалах.

Ключевые слова: никелево-медистые аустенитные чугуны; чугун «нирезист»; детали горного, нефтедобывающего и нефтеперерабатывающего машиностроения; свойства и структура; немагнитность, ростоустойчивость.

DOI: 10.25018/0236-1493-2018-2-0-156-167

Введение

Для производства и ремонта узлов и агрегатов горной, нефтедобывающей и нефтеперерабатывающей промышленности используется большая номенклатура деталей типа «тел вращения» (втулок и колец ответственного назначения), изготавливаемых из чугунов, в том числе втулки подшипников рабочих колес нефтяных центробежных насосов [1—3]. В связи с эксплуатацией таких деталей в экстремальных условиях к их материалу предъявляется ряд специальных требований: немагнитность, ростоустойчивость при отрицательных температурах (до –60 ºС), коррозионная стойкость и др. Этим условиям удовлетворяют никелево-медистые аустенитные чугуны типа ЧН15Д7 с пластинчатым графитом, известные под названием «нирезист». Существующие методы получения заготовок для изготовления таких деталей уже не полностью удовлетворяют современным требованиям [4, 5].

ISSN 0236-1493. Горный информационно-аналитический бюллетень. 2018. № 2. С. 156–167.
© В.Ф. Бевза, В.П. Груша, В.А. Красный. 2018.

Создание высококачественных материалов, обладающих сочетанием высоких механических и эксплуатационных свойств, разработка высокопроизводительных и экономичных методов их получения, обеспечивающих высокое качество изделий, всегда было и остается актуальной проблемой. Исследованию физико-механических свойств и микроструктуры чугунов «нирезист» в настоящее время уделяется значительное внимание [6—13].

Анализ литературных источников показывает, что одним из основных направлений исследований материалов со специальными свойствами является поиск и создание новых технологий литья, обеспечивающих стабильное получение заданных свойств, существенное повышение качества деталей и снижение литейного брака, который в настоящее время достаточно велик при литье по существующим технологиям. Одним из эффективных способов решения задачи существенного повышения качества литых заготовок является применение метода направленного затвердевания металла.

Наиболее благоприятные условия формирования отливок обеспечиваются при интенсивном однонаправленном теплоотводе, бездефицитном питании фронта кристаллизации жидкой фазой в течение всего периода затвердевания металла и возможности управления режимом охлаждения отливок вне формы. В этом случае создаются условия для получения плотной мелкодисперсной структуры и высоких физико-механических свойств чугуна. Этот принцип реализован в промышленном масштабе и на его основе созданы и успешно используются эффективные технологии литья полых заготовок без применения стержня методом направленного затвердевания для деталей ответственного назначения, из серого чугуна перлитного класса, белого высокохромистого, из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом [14—16].

Разработка технологии получения конкретных изделий всегда требует создания специальной технологической оснастки и определения целого ряда параметров, которые необходимо выдерживать для осуществления стабильного процесса литья и получения качественных заготовок, соответствующих требованиям технических условий.

Целью настоящей работы является исследование условий формирования отливок из аустенитного чугуна со специальными свойствами и определение технологических основ литья полых цилиндрических заготовок направленным затвердеванием без применения стержня.

Методика исследования

Исследование проводили на никелево-медистом аустенитном чугуне с пластинчатым графитом. Полые цилиндрические отливки получали на специальной литейной установке ЛЗМ-1 методом направленного затвердевания литьем в стальной водоохлаждаемый кристаллизатор [17].

Образцы для анализа структуры и определения химического состава, твердости, росто-устойчивости при отрицательных температурах и остаточной магнитной индукции вырезались из реальных заготовок и деталей (рис. 1).

Плавку чугуна осуществляли в индукционной печи ИСТ-025 с кислой футеровкой. В качестве шихтовых материалов использовались чугуны литейные (Л3; Л4) Косогорского металлургического завода (ОАО «КМЗ» — шихта № 1) и чугуны литейные (Л5) Новолипецкого металлургического комбината (ОАО «НЛМК» — шихта № 2), лом стальной (Ст. 3), никель гранулированный (Н3), медь (М3), феррохром (ФХ800). Плавки проводили также на специальном легированном «базовом» чугуне производства ЗАО «Подоль-

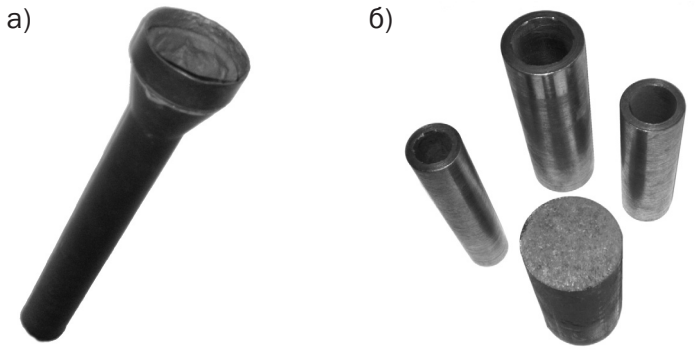

Рис. 1. Экспериментальная отливка (а) и заготовки образцов для исследований (б)

ский завод специального литья» (ПЗСЛ — шихта № 3). Химический состав этого чугуна выдерживался производителем в рамках рекомендаций заказчика и по основным элементам, в том числе легирующим, соответствовал требованиям технических условий.

Модифицирование проводили в ковше комплексным модификатором, состоящим из ферросилиция ФС75л и графита скрыто-кристаллического ГЛС-3. Применяли также модификатор типа SIBAR с содержанием бария ~4%; кальция ~2%; марганца — 10—12%, Si — остальное.

Температура металла в печи контролировалась оптическим пирометром «Pyrolux», продолжительность затвердевания отливок в форме фиксировалась по реле времени, входящему в систему управления литейной машиной, и по секундомеру.

Микроструктура чугуна изучалась на микроскопе «Neophot-2» и «Carl Zeiss Axiotech 100 varion». Твердость чугуна определялась на приборах ТБ моделей ТШ-м и ТК-14-250. Химический анализ чугуна проводили на спектрографе ДФС-8 с использованием микрофотометра МФ4 и спектрального анализатора УСА-1 и на спектральной установке Spectrolab M5.

Наличие ферромагнитной фазы в структуре чугуна, оценивалось по величине остаточной магнитной индукции (Br), которая определялась при помощи «Измерителя магнитных полей ИМП-1» с диапазоном измерения 0,1—500 мТл и погрешностью ±(0,03+3%) от измеряемой величины постоянных магнитных полей.

Определение ростоустойчивости чугуна при отрицательных температурах проводили по методике, сущность которой заключается в следующем. В специальной изотермической камере, путем смешивания этилового спирта по ГОСТ 17299-78 с двуокисью углерода твердой по ГОСТ 12162-77, создавали рабочий раствор с температурой до минус 65 °С. В этот раствор погружали механически обработанные образцы с предварительно измеренным максимальным размером в месте, отмеченном риской. Контроль температуры осуществляли термометром ТН8М по ГОСТ 400-800 с ценой деления 1,0 °С диапазоном измерения от минус 80 до плюс 60 °С. Температура испытаний выдерживалась в пределах от минус 59 °С до минус 63 °С. Время выдержки при этой температуре — 1 ч. Измерение образцов по максимальному размеру до и после испытания холодом производили микрометром с точностью до 0,01 мм при одинаковой температуре образцов (+20 °С).

Эксперименты получения образцов на всех видах исходных шихтовых материалов осуществлялись при соблюдении одинаковых параметров процесса плавки, разливки расплава и условий формирования отливок.

Влияние конструктивных и технологических параметров на стабильность процесса и отбел чугуна

Одним из основных преимуществ чугунов аустенитного класса является немагнитность структуры. Немагнитными (слабомагнитными) являются высокомарганцовистые, высоконикелевые и никелевомарганцовые чугуны с пластинчатым и шаровидным графитом. Они широко применяются для деталей оборудования, работающего в экстремальных условиях, в частности, в агрессивных средах, при отрицательных температурах и т.п. [18]. Значительную долю в их номенклатуре составляют детали тел вращения в виде различных втулок, гильз, колец и т.п., в том числе малого диаметра (35—40 мм). Типичным представителем чугунов аустенитного класса является ЧН15Д7, на основе которого проводились исследования. К чугуну предъявляются довольно жесткие требования по структуре и свойствам при значительном количестве легирующих элементов, в том числе карбидообразующих (табл. 1).

Специальные и механические свойства чугуна:

- немагнитность структуры;
- ростоустойчивость до температуры минус 60 °С;
- остаточная магнитная индукция — ≤0,5 мТл;
- твердость 120—180 НВ (67—88 HRB);
- предел прочности на растяжение — не менее 12 кг/мм^2.

В микроструктуре чугуна количество цементита не должно превышать Ц4. Отбел в местах механической обработки недопустим.

На начальной стадии исследований основной задачей было определение порога возможности осуществления стабильного процесса получения полых заготовок малого диаметра ($D \approx 40$ мм) методом направленного затвердевания.

В результате проведенных исследований установлена принципиальная возможность получения полых цилиндрических отливок такого размера в непрерывно-циклическом режиме литья. При этом необходимо выдерживать условие стабилизации в определенных пределах температуры расплава, подаваемого в кристаллизатор в течение всей кампании разливки, и соблюдения определенного отношения наружного диаметра (D) и толщины стенки отливки (ξ).

Вопрос стабилизации температуры расплава, подаваемого в кристаллизатор, удовлетворительно решается за счет применения операции порционных доливов в заливочный ковш. Это стабилизирует в заданном диапазоне температуру расплава в системе чаша — кристаллизатор и обеспечивает действие графитизирующего модификатора в оптимальном температурно-временном интервале, так как модифицированию подвергается каждая порция доливаемого расплава, которая подается в разливочный ковш с заданной температурой и интервалом.

Что касается отношения ξ/D, то предварительные эксперименты показали, что его следует выдерживать в пределах 0,15—0,3. При значениях ξ/D, выходящих за указанные пределы, осуществить стабильный процесс литья по принятой схеме, практически, невозможно. При этом ограничивающими параметрами являются сечение питателя, через которое

Таблица 1

Химический состав чугуна по основным элементам

Содержание элементов,% по массе					
C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu
2,2—3,0	1,2—2,7	0,5—1,6	1,5—3,0	14—17	5—8

а) б)

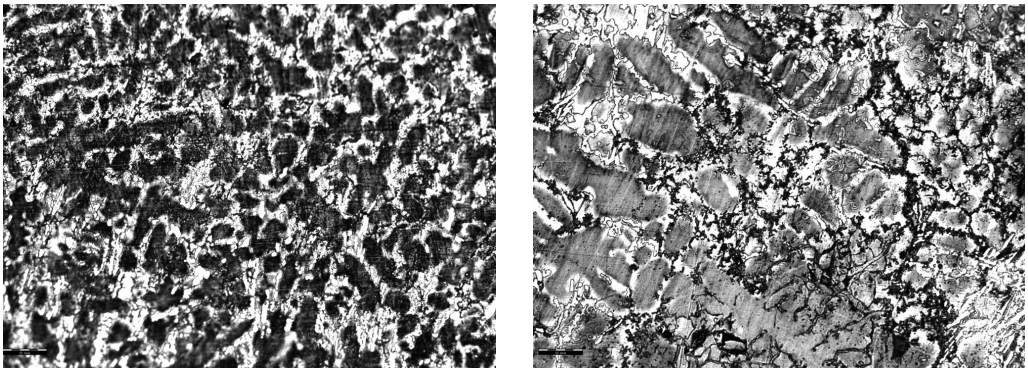

Рис. 2. Микроструктура образца в литом состоянии, полученного направленным затвердеванием: наружная зона (а); внутренняя зона (б)

расплав периодически подается из заливочного ковша через сифонную литниковую систему в кристаллизатор, и время формирования отливки в кристаллизаторе ($\tau_ф$), определяющее толщину стенки и прочность затвердевающей корки. Снижение параметра ξ/D ниже приведенного минимального значения за счет уменьшения $\tau_ф$ может приводить к отрыву головной части отливки при извлечении из кристаллизатора из-за недостаточного охлаждения затвердевшей корки и ее прочности. Увеличение параметра ξ/D выше верхнего предела приводит к перемерзанию канала литниковой системы, соединяющего металлопровод с внутренней полостью кристаллизатора. Этот канал имеет минимальное проходное сечение, которое определяется геометрическими параметрами получаемой отливки. В результате прекращается подача расплава в кристаллизатор и процесс разливки.

Начальные эксперименты показали, что отливки из «нирезиста» диаметром 35—40 мм получаются с отбелом или с большим количеством структурно свободного цементита (рис. 2), структуру которых можно записать следующим образом: $ПГ_ф2–ПГ_А45–ПГ_р4–ПГ6–Ц10А$. Одной из основных причин этого является высокая интенсивность теплоотвода от затвердевающей отливки в период первичной кристаллизации. При получении полых заготовок методом направленного затвердевания в условиях непрерывно-циклической разливки интенсивность теплоотвода в значительной степени зависит от температурного режима рабочей втулки кристаллизатора, который во многом определяется толщиной ее стенки и режимными параметрами литья [19]. В работе [20] приведена формула (1) для определения толщины стенки кристаллизатора (X_2), работающего в условиях циклического теплового нагружения, в зависимости от диаметра получаемых заготовок (D):

$$X_2 = k \cdot D_1 \left[\left(0{,}0025 + \frac{1{,}6}{D} \right)^{0{,}5} - 0{,}05 \right] \quad (1)$$

где k = 1,25—1,30.

Она получена на основе анализа напряжений и упругопластических деформаций в стальном кристаллизаторе при литье заготовок из низколегированного серого чугуна диаметром от 50 мм и выше. Учитывая, что прочностные характеристики «нирезиста» выше, чем серого чугуна, а диаметр заготовки меньше, приняли решение увеличить толщину стенки кристаллизатора на 30—35% по сравнению с рекомендуемой. В этом случае температура рабочей поверхно-

сти кристаллизатора с толщиной стенки X_2 = 12 мм в момент контакта с расплавом повышается до 190 °С (рис. 3, кривая 1, штрих-пунктирные линии) против 115 °С при рекомендуемой толщине X_2 = 9 мм (рис. 3 кривая 1, штриховые линии). В результате в начале формирования каждой отливки расплав попадает на стенку кристаллизатора, имеющую повышенную температуру, что снижает интенсивность теплоотвода, минимизирует возможность образования карбидов и при затвердевании в эвтектическом интервале температур способствует образованию аустенитно-графитной эвтектики вместо ледебуритной. При этом максимальная температура рабочей поверхности кристаллизатора в течение цикла формирования отливки составляла около 300 °С, (рис. 3 кривая 2, штрихпунктирные линии), что вполне приемлемо с точки зрения его работоспособности.

Таким образом, увеличение толщины стенки кристаллизатора в указанных пределах при получении полых заготовок ∅35—45 мм методом направленного затвердевания в непрерывно-циклическом режиме литья приводит к снижению интенсивности теплоотвода от затвердевающей отливки и при этом его тепловой режим не достигает области критических температур, что обеспечивает надежную работу в течение длительного времени.

Для устранения отбела применяли также графитизирующее модифицирование расплава смесевым модификатором, включающим ФС75, графит ГЛС-3 и ферросиликобарий. Химический состав чугуна варьировали в рамках технических условий на основе анализа константы графитизации ($K_г$), которая приближенно характеризует склонность чугуна к отбеливанию. Применительно к нашему чугуну выражение для определения $K_г$ имеет вид:

$$K_г = C\left[Si - 0{,}2\left(Mn - 1{,}75S - 0{,}3\right) + \right. \\ \left. + 0{,}1P + 0{,}4Ni - 1{,}2Cr + 0{,}2Cu\right] \quad (2)$$

Исследования показали, что для исключения отбела и обеспечения заданной твердости чугуна константу графитизации ($K_г$) следует выдерживать в пределах 18—23 единиц (табл. 2).

Из табл. 2 видно, что независимо от исходных шихтовых материалов твердость и остаточная магнитная индукция ($B_г$) чугуна находится в заданных пределах.

Надо отметить еще одну особенность чугуна «нирезист». Установлено, что замедленное охлаждение отливок в интервале температур 1000—700 °С может приводить к появлению ферромагнитной фазы и повышению твердости чугуна. Это связано с тем, что [21] отжиг и вы-

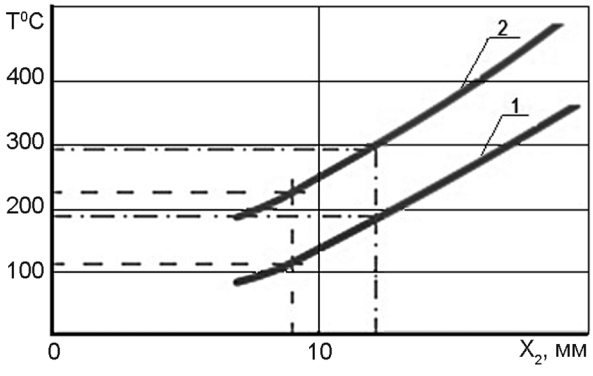

Рис. 3. Изменение минимальной (1) и максимальной (2) температуры рабочей поверхности кристаллизатора в каждом цикле в зависимости от толщины его стенки

Таблица 2

Химический состав и свойства чугуна в литом состоянии

№ пп	Шифр образцов	Содержание элементов,%						$K_г$	HRB	$B_г$, мТл	№ шихты
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu				
1	Н4—4	2,62	1,93	0,55	1,34	14,3	6,5	19,173	76—81		1
2	Н9—12	2,68	2,30	0,66	1,34	14,8	6,3	20,899	84—85	≤0,16	1
3	Н20(3; 11)	2,95	2,20	0,78	1,60	14,1	4,4	19,423	78—87	≤0,12	3
4	Н31*—10	2,86	2,04	0,71	1,60	14,4	4,9	19,437	70—76	≤0,12	3
5	4219	2,91	1,72	0,85	1,35	15,6	7,3	22,573	72—76	≤0,19	2

сокотемпературный отпуск после нормализации приводит к выпадению из пересыщенного легированного аустенита мелкодисперсных карбидов равномерно распределенных в аустенитной матрице. Это явление имеет место и при литье заготовок направленным затвердеванием. Для колличественной оценки и выбора обоснованного режима охлаждения отливок после извлечения из кристаллизатора экспериментально было определено изменение температуры отливок при охлаждении в различных условиях (рис. 4).

Анализ показывает, что охлаждение отливок массой 5 кг в естественных условиях на воздухе от 1000 °С до 700 °С происходит со скоростью υ_1 = 1,2 К/с, в потоке воздуха, скорость которого составляет $\upsilon_в$ = 5 м/с, υ_1 = 1,4 К/с, в воде — υ_1 = 250 К/с. Надо отметить, что при охлаждении отливок в воде чугун в литом состоянии имел аустенитную металлическую матрицу, твердость в пределах 78—87 HRB, остаточную магнитную индукцию не более 0,2 мТл, т.е. по этим параметрам он соответствовал техническим требованиям. Однако слишком большая скорость охлаждения определяет возникновение больших термических напряжений, что может вызывать появление трещин в отливках. В связи с этим такой режим охлаждения отливок оказался неприемлемым.

Установлено, что после извлечения из кристаллизатора отливки массой ~5 кг в интервале температур 1000—700 °С следует охлаждать со скоростью (1,3—1,4) К/с, т.е. в потоке воздуха, а затем в естественных условиях на воздухе. Такой режим обеспечивает стабильное получение аустенитной металлической матрицы в литом состоянии без включе-

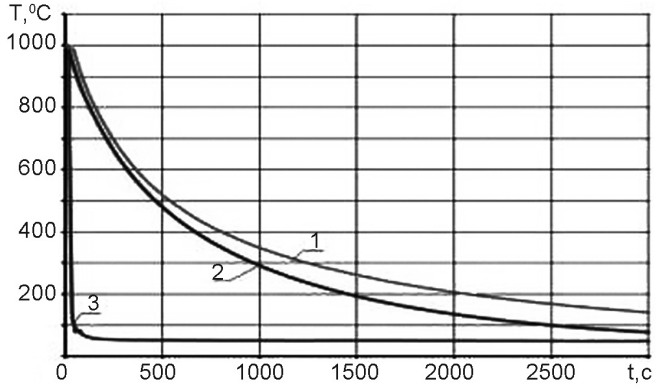

Рис. 4. Изменение температуры отливок во времени в зависимости от условий охлаждения: 1 — на воздухе в естественных условиях; 2 — в потоке воздуха; 3 — в воде

ний в структуре чугуна карбидов и продуктов распада аустенита.

В результате были определены условия, выполнение которых гарантированно обеспечивают получение заготовок без включений карбидов в литом состоянии при работе на всех использованных при исследованиях исходных шихтовых материалах.

Структура и свойства чугуна «нирезист» до и после обработки холодом

Одним из основных свойств чугуна «нирезист» является немагнитность. Это свойство обеспечивается только аустенитной металлической матрицей сплава, получение которой определяется, в основном, химическим составом чугуна и главным образом содержанием легирующих элементов. Для получения устойчивой аустенитной структуры в литом состоянии содержание легирующих элементов должно находиться в следующих пределах,% по массе [22]:

$$[Ni] + 2[Mn] + [Cu] \geq 18 \qquad (3)$$

$$[Ni] + 2[Mn] + 18[C] \geq 33 \qquad (4)$$

Причем, выполнение требований по выражению (3) является достаточным для получения стабильной аустенитной структуры, а по выражению (4) — необходимым условием.

При химическом составе чугуна, выдержанном в пределах технических условий, величина выражений (3) и (4) имеет следующие значения:

- по (3): максимальное — 28; минимальное — 20;
- по (4): максимальное — 74,75; минимальное — 54,85.

Следовательно, при любом изменении содержания элементов в пределах, установленных техническими условиями, требования выражений (3) и (4) удовлетворяются полностью.

Таким образом, проведенные исследования позволили разработать технические и технологические решения, которые обеспечили получение заготовок с аустенитной металлической матрицей без отбела в литом состоянии независимо от способа их литья и шихтовых материалов. В соответствии с данными [23], это должно было автоматически решить задачу получения требуемых специальных свойств чугуна: ростоустойчивость, остаточная магнитная индукция, твердость и др. Утверждается, что «если «нирезист» не проявляет магнитных свойств при комнатной температуре, а его твердость не превышает 180—190 НВ, то выполненные из него детали гарантированно работоспособны при любых температурах».

Однако наши исследования показали, что заготовки полученные с исполь-

Таблица 3

Сравнительные данные по свойствам чугуна «нирезист» до и после обработки холодом (-60 °С)

№ пп	Шифр образца	Диаметр до обработки холодом D, мм	Изменение диаметра после обработки холодом, ΔD		Твердость, HRB		Остаточная магнитная индукция, B_r, мТл		№ шихты
			мм	%	до	после	до	после	
					обработки холодом		обработки холодом		
1	Н4—4	36,0	0,17	0,47	76—81	>100	≤0,17	1,8—3,2	1
2	Н9—12	58,0	0,3	0,52	84—85	106,6	≤0,16	2,5—4,5	1
3	Н20	40,6	0,00	0,00	78—87	80—85	≤0,12	≤0,19	3
4	Н31—10	41,1	0,00	0,00	72—74	73—75	≤0,12	≤0,12	3
5	4219	90,9	0,00	0,00	72—76	78—87	≤0,19	≤0,14	2

Рис. 5. Отливки, заготовки и опытные партии деталей

зованием шихты № 1, не обладают ростоустойчивостью при отрицательных температурах хотя в исходном литом состоянии имели полностью аустенитную металлическую матрицу и твердость в пределах нормы (табл. 3, поз. 1; 2). Все остальные образцы, полученные из заготовок различного диаметра направленным затвердеванием, удовлетворяют техническим требованиям, практически, по всем параметрам.

По всей вероятности, отсутствие ростоустойчивости чугуна связано с тем, что аустенит образцов, полученных на шихте № 1, неоднороден. Некоторая его часть является нестабильной (неустойчивой) и при понижении температуры превращается в мартенсит, т.е. происходит γ—α превращение. Это приводит к увеличению объема и росту размеров образцов. Мартенсит является ферромагнитной фазой (ФМФ) и имеет твердость значительно большую, чем аустенит. Одной из причин этого явления может быть насыщение либо обеднение аустенита неконтролируемыми примесями, которые изменяют его свойства. Существенную роль могут играть также и наследственные свойства шихтовых материалов.

При серийной работе для оценки качества исходных материалов необходимо кроме химического состава, немагнитности и твердости осуществлять контроль чугуна каждой новой партии шихтовых материалов на ростоустойчивость при отрицательных температурах.

Заключение

В результате проведенных исследований определена разрешающая способность метода литья полых заготовок направленным затвердеванием и разработаны технологические основы получения высококачественных отливок из аустенитного чугуна.

Применение результатов исследований на опытно-экспериментальном участке ИТМ НАН Беларуси позволило организовать производство экспериментальных и опытных партий деталей из чугуна «нирезист» (рис. 5) с заданными специальными свойствами (немагнитность, ростоустойчивость при отрицательных температурах до –60 °С) для оборудования нефтедобывающей и нефтеперерабатывающей промышленности. Детали показали высокие эксплуатационные характеристики.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Гилев А.В., Чесноков В.Г., Лаврова Н.Б. и др.* Основы эксплуатации горных машин и оборудования. — Красноярск: СФУ, 2011. — 276 с.

2. *Ивановский В.Н., Дарищев В.И. , Сабиров А.А., Каштанов В.С., Пекин С.С.* Скважинные насосные установки для добычи нефти. — М.: Изд-во «Нефть и газ», 2002. — 824 с.

3. *Султанов Б.З., Галимуллин М.Л.* Опытная эксплуатация широкопроходных клапанных узлов для скважинных штанговых насосов // Нефтяное хозяйство. — 2002. — № 12. — С. 77—79.

4. *Материаловедение* / Под ред. Б.Н. Арзамасова и др. — М.: Изд-во МГТУ им. Баумана, 2008. — 646 с.

5. *Рогов В.А., Позняк Г.Г.* Современные машиностроительные материалы и заготовки. — М.: Издательский центр «Академия», 2008. — 336 с.

6. *Роготовский А. Н., Шипельников А. А.* Особенности модифицирования «нирезиста» для производства отливок насосных агрегатов // Заготовительные производства в машиностроении. — 2009. — № 9. — С. 3—7.

7. *Гилев В. Г., Морозов Е. А., Пуртов И. Б., Русин Е. С.* Исследование микроструктуры и микротвердости зон лазерного оплавления чугуна нирезист ЧН16Д7ГХ // Известия Самарского научного центра Российской Академии наук. — 2014. — т. 16. — № 6. — С. 227—233.

8. *Шейко А. А., Зеленый Б. Г., Латенко В. П., Осташ О. П.* Гидроплотность высокопрочных аустенитных и ферритных чугунов // Процессы литья. — 2010. — № 4 (82). — С. 78 — 81.

9. *Тарасов С. В., Свирщёв В. И.* Влияние технологических условий обработки на температуру при точении чугуна «Нирезист» // Технология машиностроения. — 2014. — № 9. — С. 15—19.

10. *Ahmad K. M., Maarof M. R., Ishak M., Huzairi M. S.* Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Compacted Cast Iron with Additive Manganese // MATEC Web of Conferences 74, 00009 (2016). Pp. 1—7.

11. *Rashidi M. M., Idris M. H.* Effect of inoculation on microstructure, mechanical and corrosion properties of high manganese ductile Niresist alloy // Materials & Design, 2013. 51. Pp. 861—869.

12. *Rashidi M. M., Idris M. H.* Microstructure and mechanical properties of modified ductile Niresist with higher manganese content // Materials Science and Engineering: A, 2013. 574. Pp. 226—234.

13. *Rashidi M. M., Idris M. H.* The effects of solidification on the microstructure and mechanical properties of modified ductile Niresist iron with a high manganese content // Materials Science and Engineering: A, 2014. 597. Pp. 395—407.

14. *Марукович Е. И., Бевза В. Ф., Груша В. П.* Принципиально новый эффективный процесс литья полых цилиндрических заготовок из чугуна методом направленного затвердевания // Литье и металлургия. — 2010. — № 3. — С. 21—24.

15. *Marukovich Yu. I., Bevza U. F.* Fundamentally New Effective Process, of Casting of Hollow Cylindrical Billets of Cast Iron by the Metod of Directional Solidification // Key Engineering Materials. 2011. Vol. 457. Pp. 465—469.

16. *Marukovich Yu. I., Bevza U. F. , Grusha V. P.* Continuously — iterative casting by freezing — up of tube billets / 71 World Foundry Congress. Advanced Sustainable Foundry 19—21 May 2014. Bilbao, Spain.

17. *Марукович Е. И., Бевза В. Ф., Груша В. П., Красный В. А.* Повышение эксплуатационных свойств ответственных деталей горных машин из легированных чугунов // Горный информационно-аналитический бюллетень. — 2016. — № 10. — С. 48—60.

18. *Sheiko A, Bondarevsky V, Zeleny B.* Modifical «Niresist». «Nomag» cast irons and technological processes of their manufacture // Ductile iron news. — 1999. — № 1. — Pp. 17—25.

19. *Бевза В. Ф., Бодяко А. М.* Температурное поле кристаллизатора при непрерывно-циклическом литье намораживанием // Литье и металлургия. — 2002. — № 4. — С. 96—98.

20. *Бевза В. Ф., Марукович Е. И., Попковский В. А.* Расчет напряжений и упругопластических деформаций в стальном кристаллизаторе при циклическом тепловом нагружении // Литье и металлургия. — 2004. — № 2. — С. 43—48.

21. *Александров Н. А., Гущин Н. С.* Влияние кремния и модифицирования расплава на устойчивость аустенита при охлаждении хромоникелевого чугуна // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2006. — № 7 (613). — С. 15—17.

22. *Шумихин В. С., Кутузов В. П., Александров Н. Н. и др.* Высококачественные чугуны для отливок. — М.: Машиностроение, 1982. — 222 с.

23. *Арзамасов В. Б., Волчков А. Н., Шлыкова А. В.* Кафедра-создатель перспективных материалов и технологий //Автомобильная промышленность. — 2005. — № 3. — С. 47—48. ГИАБ

КОРОТКО ОБ АВТОРАХ

Бевза Владимир Федорович[1] — кандидат технических наук,
старший научный сотрудник, зав. лабораторией,
Груша Владимир Петрович[1] — кандидат технических наук, старший научный сотрудник,
Красный Виктор Адольфович — кандидат технических наук, доцент,
e-mail: vikras1955@yandex.ru, Санкт-Петербургский горный университет,
[1] Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси
(ГНУ «ИТМ НАН Беларуси»), e-mail: sncl@yandex.ru.

ISSN 0236-1493. Gornyy informatsionno-analiticheskiy byulleten'. 2018. No. 2, pp. 156–167.

V.F. Bevza, V.P. Grusha, V. A. Krasnyy

IMPROVEMENT OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF NI-RESIST CAST-IRON PART BLANKS FOR MINING AND PETROLEUM REFINING MACHINE INDUSTRY

In spotlight of the article is the method of directional solidification applied to manufacturing Ni-resist cast-iron part blanks of the type of rotary bodies for critical parts of machines operating in mining, petroleum production and refining. Inasmuch as these parts run in the extreme environment, the material is imposed with a series of special requirements: antimagnetic properties, growth-resistance under negative temperatures (to -60˚C), corrosion stability, etc. These requirements are satisfied by austenitic nickel–copper cast iron ChN15D7 with flaky graphite known under the name Ni-resist. The scope of the studies encompasses conditions of austenitic iron casting with the specific properties and technological framework for casting of hollow cylindrical part blanks with direct solidification without mold core. The presence of ferromagnetic phase in the cast iron structure is estimated, and growth-resistance of cast iron under negative temperatures is tested. The influence of structural and process parameters on casting and chilling stability is analyzed. The process stability limits are defined for manufacturing hollow small-diameter part blanks (D ≈ 40 mm) by direct solidification. Manufacturability of such hollow cylinders in continuous cyclic molding mode is determined. The article presents formulas to calculate thickness casting mold walls and to analyze graphitization constant which is an approximated characteristic of iron cast susceptibility to chilling as applied to the test cast iron grade. The conditions of guaranteed manufacture of mold part blanks without carbide inclusions are determined for all tested melting stock. The developed engineering solutions and process designs ensure production of part blanks with austenitic steel matrix without chilling as-cast irrespective of casting method and melting stock. Based on the application of the research findings on a proving ground at the Institute of Technology of Metals, National Academy of Science of Belarus, production of pilot batches of Ni-resist cats iron part blanks with the preset special properties (antimagnetic characteristics, growth-resistance under negative temperatures to -60˚C) for the petroleum recovering and refining machines has been organized.

Key words: austenitic nickel–copper cast iron; Ni-resist cast iron, mining, petroleum recovering and petroleum refining machine building parts, properties and structure, antimagnetic properties, growth-resistance.

DOI: 10.25018/0236-1493-2018-2-0-156-167

AUTHORS

Bevza V.F.[1], Candidate of Technical Sciences,
Senior Researcher, Head of Laboratory,
Grusha V.P.[1], Candidate of Technical Sciences,
Senior Researcher,
Krasnyy V.A., Candidate of Technical Sciences,
Assistant Professor, e-mail: vikras1955@yandex.ru,
Saint Petersburg Mining University, 199106, Saint-Petersburg, Russia,
[1] Institute of Technology of Metals,
National Academy of Sciences of Belarus (SSI «ITM NAS of Belarus»),
212030, Mogilev, Republic of Belarus, e-mail: sncl@yandex.ru.

REFERENCES

1. Gilev A. V., Chesnokov V. G., Lavrova N. B. *Osnovy ekspluatatsii gornykh mashin i oborudovaniya* (Principles of operation of mining machines and equipment), Krasnoyarsk, SFU, 2011, 276 p.

2. Ivanovskiy V. N., Darishchev V. I. , Sabirov A. A., Kashtanov V. S., Pekin S. S. *Skvazhinnye nasosnye ustanovki dlya dobychi nefti* (Oil well pumping units for oil recovery), Moscow, Izd-vo «Neft' i gaz», 2002, 824 p.

3. Sultanov B.Z., Galimullin M.L. *Neftyanoe khozyaystvo*. 2002, no 12, pp. 77—79.
4. *Materialovedenie*. Pod red. B.N. Arzamasova (Materials science. Arzamasov B.N. (Ed.)), Moscow, Izd-vo MGTU im. Baumana, 2008, 646 p.
5. Rogov V.A., Poznyak G.G. *Sovremennye mashinostroitel'nye materialy i zagotovki* (Modern engineering materials and part blanks), Moscow, Izdatel'skiy tsentr «Akademiya», 2008, 336 p.
6. Rogotovskiy A.N., Shipel'nikov A.A. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2009, no 9, pp. 3—7.
7. Gilev V.G., Morozov E.A., Purtov I.B., Rusin E.S. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy Akademii nauk*. 2014. t. 16, no 6, pp. 227—233.
8. Sheyko A.A., Zelenyy B.G., Latenko V.P., Ostash O.P. *Protsessy lit'ya*. 2010, no 4 (82), pp. 78—81.
9. Tarasov S.V., Svirshchev V.I. *Tekhnologiya mashinostroeniya*. 2014, no 9, pp. 15—19.
10. Ahmad K.M., Maarof M.R., Ishak M., Huzairi M.S. Microstructure and mechanical properties of austenitic compacted cast iron with additive manganese. *MATEC Web of Conferences* 74, 00009 (2016). Pp. 1—7.
11. Rashidi M.M., Idris M.H. Effect of inoculation on microstructure, mechanical and corrosion properties of high manganese ductile Niresist alloy. *Materials & Design*, 2013. 51. Pp. 861—869.
12. Rashidi M.M., Idris M.H. Microstructure and mechanical properties of modified ductile Niresist with higher manganese content. *Materials Science and Engineering*: A, 2013. 574. Pp. 226—234.
13. Rashidi M.M., Idris M.H. The effects of solidification on the microstructure and mechanical properties of modified ductile Niresist iron with a high manganese content. *Materials Science and Engineering*: A, 2014. 597. Pp. 395—407.
14. Marukovich E.I., Bevza V.F., Grusha V.P. *Lit'e i metallurgiya*. 2010, no 3, pp. 21—24.
15. Marukovich Yu.I., Bevza U.F. Fundamentally New Effective Process, of Casting of Hollow Cylindrical Billets of Cast Iron by the Metod of Directional Solidification. *Key Engineering Materials*. 2011. Vol. 457. Pp. 465—469.
16. Marukovich Yu.I., Bevza U.F. , Grusha V.P. Continuously iterative casting by freezing up of tube billets. *71 World Foundry Congress*. Advanced Sustainable Foundry 19—21 May 2014. Bilbao, Spain.
17. Marukovich E.I., Bevza V.F., Grusha V.P., Krasnyy V.A. *Gornyy informatsionno-analiticheskiy byulleten'*. 2016, no 10, pp. 48—60.
18. Sheiko A, Bondarevsky V, Zeleny B. Modifical «Niresist». «Nomag» cast irons and technological processes of their manufacture. *Ductile iron news*. 1999, no 1. Pp. 17—25.
19. Bevza V.F., Bodyako A.M. *Lit'e i metallurgiya*. 2002, no 4, pp. 96—98.
20. Bevza V.F., Marukovich E.I., Popkovskiy V.A. *Lit'e i metallurgiya*. 2004, no 2, pp. 43—48.
21. Aleksandrov N.A., Gushchin N.S. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2006, no 7 (613), pp. 15—17.
22. Shumikhin V.S., Kutuzov V.P., Aleksandrov N.N. *Vysokokachestvennye chuguny dlya otlivok* (High-quality cast iron), Moscow, Mashinostroenie, 1982, 222 p.
23. Arzamasov V.B., Volchkov A.N., Shlykova A.V. *Avtomobil'naya promyshlennost'*. 2005, no 3, pp. 47—48.

FIGURES

Fig. 1. Eksperimental casting (a) and the blank samples for investigation (b).

Fig. 2. Microstructure of the sample in the cast state, getting directions solidification: outer zone (a), inner zone (b).

Fig. 3. Changing the minimum (1) maximum and (2) the operating temperature surface of the mold during each cycle depending on its wall thickness.

Fig. 4. Changing the time casting temperature during depending on conditions cooling: 1 — in air in vivo; 2 — in the air stream; 3 — water.

Fig. 5. Castings, billets and experimental batches of parts.

TABLES

Table 1. Chemical composition of pig iron on the main elements.

Table 2. Chemical composition and properties of the as-cast iron.

Table 3. Comparative data on iron «Ni-Resist» properties before and after cold processing (–60 °C).