

DOI: 10.15593/2224-9877/2017.4.02

УДК 621.74.045:53.09

В.В. Предеин, О.Н. Комаров, А.В. Попов, С.Г. ЖилинИнститут машиноведения и металлургии Дальневосточного отделения РАН,
Комсомольск-на-Амуре, Россия**ВЛИЯНИЕ НАЧАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР ШИХТЫ И ФОРМЫ
НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК, ПОЛУЧАЕМЫХ
ПРИ АЛЮМОТЕРМИТНОМ ПЕРЕПЛАВЕ**

Машиностроительные и металлургические предприятия получают дополнительные конкурентные преимущества при использовании технологий, позволяющих увеличить долю возврата материалов в производственный цикл. Вторичное использование окалины и стружки черных металлов, являющихся отходами машиностроительных предприятий, осуществляется в малозначительных объемах в связи с высокой долей угара при переплаве. Известные варианты переработки окалины сведены к извлечению из нее железа в результате алюмотермического окислительно-восстановительного процесса. Такой метод не находит широкого применения для получения всего тела отливки в производстве в связи с недостаточной изученностью процесса взаимодействия системы, состоящей из вступающих в реакцию материалов и применяемых огнеупоров. Содержание элементов в кристаллизованном металле определяется временем их пребывания в расплаве и температурой последнего. Экспериментально установлено, что незначительное изменение условий прохождения реакции, в том числе соотношения компонентов исходных термитных смесей, приводит к получению сплавов с различным содержанием примесных элементов. Процесс формирования свойств отливок, получаемых таким способом, представляется проблемным. Управлять таким процессом предлагается регулированием температур исходных компонентов и литейной формы. В работе приведены результаты исследований, направленных на определение влияния температур шихты и углеродной литейной формы до начала экзотермической реакции на структуру и физико-механические свойства литых заготовок из шихтового состава, предназначенного для получения стали 20ДХЛ. Для осуществления поставленной цели в ходе алюмотермитного переплава термитных смесей, включающих окалину и металлическую стружку, при различных температурах шихты и формы получены беспористые образцы. В ходе эксперимента исследовано влияние температур шихты и формы на предел прочности при растяжении, определено относительное удлинение этих образцов, их структура и твердость. В результате определены требуемые температурные режимы шихты и формы, соблюдение которых позволяет получать отливки из стали, соответствующей по химическому составу стали 20ДХЛ.

Ключевые слова: алюмотермическая реакция, отливка, температура, шихта, форма, сталь, предел прочности, относительное удлинение, твердость, химический состав.

V.V. Predein, O.N. Komarov, A.V. Popov, S.G. Zhilin

Institute of Machinery and Metallurgy, Far-Eastern Branch of Russian Academy
of Sciences, Komsomolsk-na-Amure, Russian Federation

**INFLUENCE OF ONSET TEMPERATURES
OF THERMITE CHARGE AND CASTING MOLDS
ON STRUCTURE AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES
OF CASTING BLANKS, OBTAINED BY ALUMINOTHERMIC
REDUCTION**

By using recycling technologies, machine-building and metallurgical enterprises can provide additional competitive strengths for themselves. Recycling of wastes of machine-building enterprises, such as scale and metal chips, is carried out in small volumes due to high melting loss during process. Method of recycling of scale during process of aluminothermic reduction of iron is known. Such a method does not find wide application for obtaining the entire casting body in production due to insufficient knowledge of the interaction process of the system consisting of reacting materials and applied refractories. The holding time of melt and temperature of it, determine the content of elements in the crystallized metal. It has been experimentally established that an insignificant change in the reaction conditions, which includes ratio of initial thermite charge mixture components, leads to obtaining of alloys with a different content of impurity elements. The process of forming the properties of castings obtained in this way seems problematic. The control of this process is proposed by controlling the temperatures of initial components and of casting mold. The paper presents results of the research, which was focused on determination of influence temperatures of initial components and of casting mold before reaction initiation on structure and physical-mechanical properties of casting blanks. The composition of the thermite charge used in the study is intended for the production of 20DHL grade steel. To accomplish this goal, nonporous samples were obtained during process of aluminothermic reduction at different temperature conditions of thermite charge mixture and casting molds. The influence of temperatures of thermite charge mixture and temperature of casting mold on tensile strength of obtained samples was under investigation during experiment. Deformation, hardness, structure was also determined. The required temperature modes for thermite charge mixture and casting molds was specified as a result of this study. Compliance with these certain modes makes it possible to obtain casting blanks from steel, corresponding to the chemical composition 20DHL grade steel.

Keywords: aluminothermic reaction, castings, temperature, charge, casting molds, steel, tensile strength, deformation, hardness, chemical constitution.

Конкурентные преимущества предприятий машиностроительного комплекса в значительной степени обеспечиваются использованием технологий, позволяющих увеличить долю возврата материалов в производственный цикл. Вторичное использование таких отходов машиностроительных предприятий, как окалина и стружка черных металлов, в настоящее время осуществляется в малозначительных объемах, что, как правило, связано с рядом технологических проблем. Так, при переплаве стружки черных металлов на долю угара приходится до 70 % потерь металла. Переработка окалины, представляющей собой

смесь окислов железа, может быть сведена к извлечению последнего из этой смеси в результате проведения алюмотермического окислительно-восстановительного процесса [1]. Известны варианты совмещения этого процесса с получением готового продукта: экзотермический обогрев прибыли отливок и их питание [2–5]; алюмотермическая сварка стальных элементов металлоконструкций [6, 7] и резка металлов [8], а также для получения всего тела отливки [9, 10].

Однако в настоящее время алюмотермический метод для получения всего тела отливки не находит в производстве широкого применения в связи с недостаточной изученностью процесса взаимодействия системы, состоящей из вступающих в реакцию материалов и применяемых огнеупоров, а также со значительным числом факторов, влияющих на протекание экзотермической реакции. Известные факторы, зависящие от чистоты и соотношения вступающих в реакцию элементов, изменяют теплотворную способность термитных композиций, что приводит к изменению интенсивности протекания реакции и температур образующихся фаз [11, 12]. Отмеченное выше определяет поведение продуктов реакции, а также полноту восстановления и поступления примесных элементов в металл, их окисление и переход в шлак, кипение и выход в газовую фазу. Отмеченные процессы могут проходить последовательно и параллельно. Регулирование температур продуктов реакции и свойств получаемых сплавов предположительно возможно осуществить посредством предварительного нагрева шихтовых материалов и формы.

В ряду указанных процессов преобладающим тепловым эффектом сопровождается стадия восстановления оксидов железа алюминием, по завершении которой остаточное содержание примесей в термитном металле зависит от времени их пребывания в жидком состоянии [13]. Быстрое охлаждение металла приводит к замедлению окисления элементов, сокращению взаимодействия образовавшихся фаз углеродным материалом оснастки и, как следствие, снижению науглероживания кристаллизующегося сплава.

Для изучения взаимовлияния предварительного нагрева системы «термитная смесь – тигель» в качестве базового был выбран состав, позволяющий получать сплав, соответствующий по химическому составу литейной стали 20ДХЛ, проведена корректировка по содержанию легирующих компонентов для получения указанной стали. На ос-

нове экспериментальных данных составлялась базовая шихта со следующим соотношением компонентов по массе: металлургическая окалина – 77 %, восстановитель – 23 %. В каждом эксперименте масса шихты базового состава принималась равной 1 кг.

С целью получения расплава, соответствующего по химическому составу стали 20ДХЛ (ГОСТ 977–88), требуется коррекция базовой шихты. Скорректированный состав получали следующим образом: к 1 кг базового состава добавляли 1,8 % ферромарганца ФМн78(А) (ГОСТ 4755–91), 1 % феррохрома ФХ025А (ГОСТ 4757–91) и 0,21 % меди М1 (ГОСТ 859–2001). Такую шихту в дальнейшем описании будем называть составом № 1.

Химический состав используемых при составлении базовой шихты материалов (окалины и восстановителя) представлен в табл. 1.

В ходе эксперимента установлено, что даже при незначительных изменениях соотношения компонентов термитных смесей получают сплавы со значительными различиями содержания примесных элементов.

При определении влияния температуры форм и шихтовых материалов с тиглями на структуру и свойства получаемых образцов из экспериментальных сплавов проводили исследования с базовым составом термитной композиции и шихтовым составом № 1, сформированным для получения стали 20ДХЛ на основе базового. Подогрев термитной шихты и форм производился в интервале значений 25–400 °С температур $T_{ш}$ и $T_{ф}$, где $T_{ш}$ – температура шихты, $T_{ф}$ – температура формы соответственно. В эксперименте использован следующий ряд соотношений значений температур $T_{ш}/T_{ф}$: 25/25 °С; 25/200 °С; 25/400 °С; 200/25 °С; 200/200 °С; 200/400 °С; 400/25 °С; 400/200 °С; 400/400 °С.

При использовании базового состава в большинстве температурных режимов шихты и формы структура литых заготовок изобилует порами, появляющимися в результате выделения газов на стадии затвердевания заготовок. Очевидно, что измерение механической прочности изделий из такого материала не представляется возможным.

Таким образом, целью настоящего исследования стало определение влияния температур шихты и формы до начала экзотермической реакции на структуру и физико-механические свойства литых заготовок из шихтового состава, предназначенного для получения стали 20ДХЛ.

Таблица 1

Химический состав основных компонентов базовой шихты

Материал	Основные химические элементы, мас. %												
	O ₂	Zn	C	Si	Mn	Fe	S	P	Al	Ni	Mg	Cr	Cu
Стружка алюминиевого сплава	-	2,961	-	1,097	0,304	0,166	-	-	89,443	0,008	3,917	0,062	2,040
Железная окалина	22,639	-	0,150	2,960	1,188	71,500	0,030	0,030	0,697	0,188	-	0,173	0,444

В рамках поставленной цели решались следующие задачи:

- изготовление беспористых образцов, получаемых в ходе алюмотермитного переплава;
- исследование влияния температур шихты и формы на предел прочности при растяжении и относительное удлинение образцов, полученных с использованием термитного состава;
- определение влияния температурных режимов шихты и формы на структуру экспериментальных образцов;
- определение зависимости твердости образцов из экспериментального сплава от температурных режимов шихты и формы;
- сравнение характеристик образцов из стали 20ДХЛ с экспериментальными заготовками, полученными с применением термитного состава № 1.

Влияние температур шихты и формы на образование пор в структуре слитка нелинейно. В ряде случаев визуально определяемые поры образуются не только во время реакции в расплаве, но и в результате насыщения газами формы. Так, при подогреве термитных композиций до 400 °С заливка расплава в холодную форму обеспечивает незначительно визуально определяемое содержание газов в металле, заливка расплава в форму при $T_{\text{ф}} = 200$ °С приводит к увеличению выхода газа из формы в заготовку. При этом высокая скорость охлаждения образца приводит к кристаллизации металла с высоким содержанием газов. Нагрев формы до 400 °С способствует снижению скорости охлаждения образца и увеличению времени нахождения металла в жидком состоянии, при котором газы, в основной своей массе, покидают сплав.

Из термитного состава № 1 получены литые образцы при всех отмеченных выше сочетаниях температур шихты и формы без видимых газовых дефектов слитков. На рис. 1 представлены диаграммы растяжения экспериментальных сплавов, полученных из термитного состава № 1 при различных температурах шихты и формы, а также продольные сечения этих образцов, не имеющие газовых дефектов, что позволило определить прочность металла на разрыв. Все образцы имеют кристаллический излом с хрупким разрушением. Площадка текучести на диаграмме растяжения всех образцов отсутствует, что соответствует средне- и высокоуглеродистым сталям, а также сталям, полученным традиционными способами и прошедшими специальную термообработку. Испытанием образцов, полученных при температур-

ных режимах шихты и формы 25/25 °С и 25/400 °С, существенных различий в значениях предела прочности и относительного удлинения не выявлено (указанные значения составляют 768 и 766 МПа и 4,5 и 4,1 % соответственно). При этом различие значений содержания С, определяющего основные прочностные характеристики железоуглеродистых сплавов, в опытной партии достигало 4,5 раз. Прочность образцов, полученных при температурном режиме $T_{ш}/T_{ф} = 25/200$ °С, составила 477 МПа, что обусловлено повышенным содержанием S в сплаве (до 0,096 %).

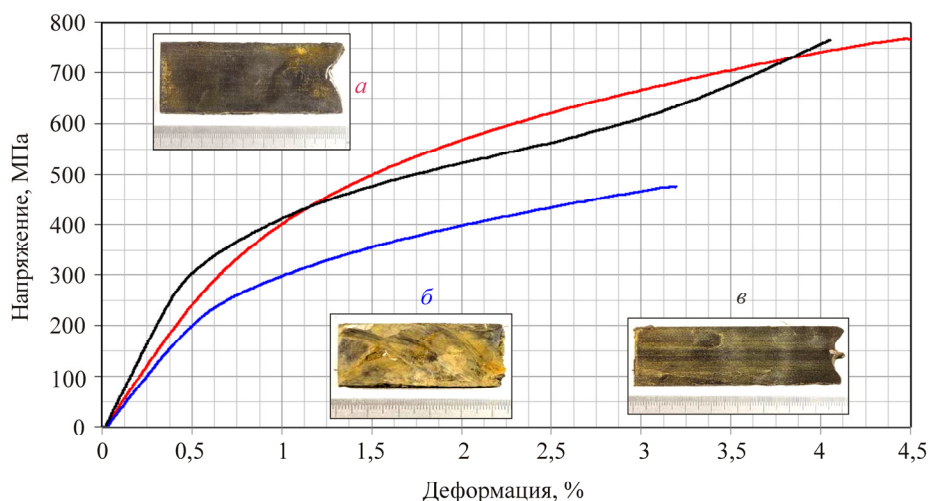
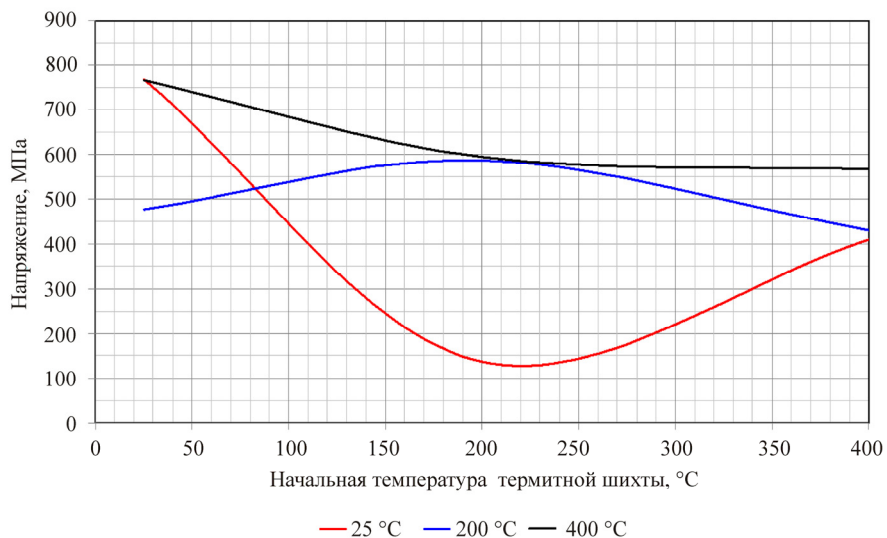


Рис. 1. Диаграммы растяжения экспериментальных сплавов, полученных из термитного состава № 1 при различных температурах шихты и формы: а – 25/25 °С; б – 25/200 °С; в – 25/400 °С

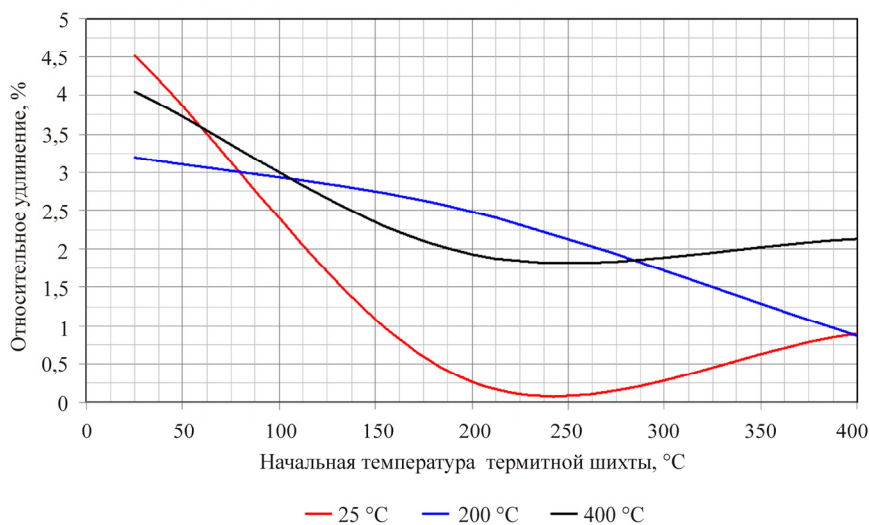
Зависимости предела прочности при растяжении и относительного удлинения экспериментальных образцов, полученных из шихтового состава № 1, от соотношения $T_{ш}/T_{ф}$ приведены на рис. 2. Согласно рис. 2 наилучшими показателями отмеченных свойств обладают образцы, полученные в углеродной оснастке при $T_{ш}/T_{ф} = 25/25$ °С и $T_{ш}/T_{ф} = 25/400$ °С. Однако только первый сплав соответствует по химическому составу стали 20ДХЛ.

Микроструктуры образцов, получаемых из термитного состава № 1 при различных температурных режимах шихты и формы, различаются по наличию структурных составляющих, на образование которых влияет химический состав получаемых сплавов. На рис. 3 пред-

ставлены микроструктуры образцов, полученных с применением термитного состава № 1 при таких начальных условиях, в которых $T_{ш} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$, т.е. при условиях $T_{ш}/T_{ф}$: 25/25; 25/200 и 25/400 $^{\circ}\text{C}$.



а



б

Рис. 2. Зависимости влияния температур формы на предел прочности при растяжении (*а*) и относительное удлинение (*б*) образцов, полученных с использованием термитного состава № 1 при $T_{ф} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{ф} = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $T_{ф} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$

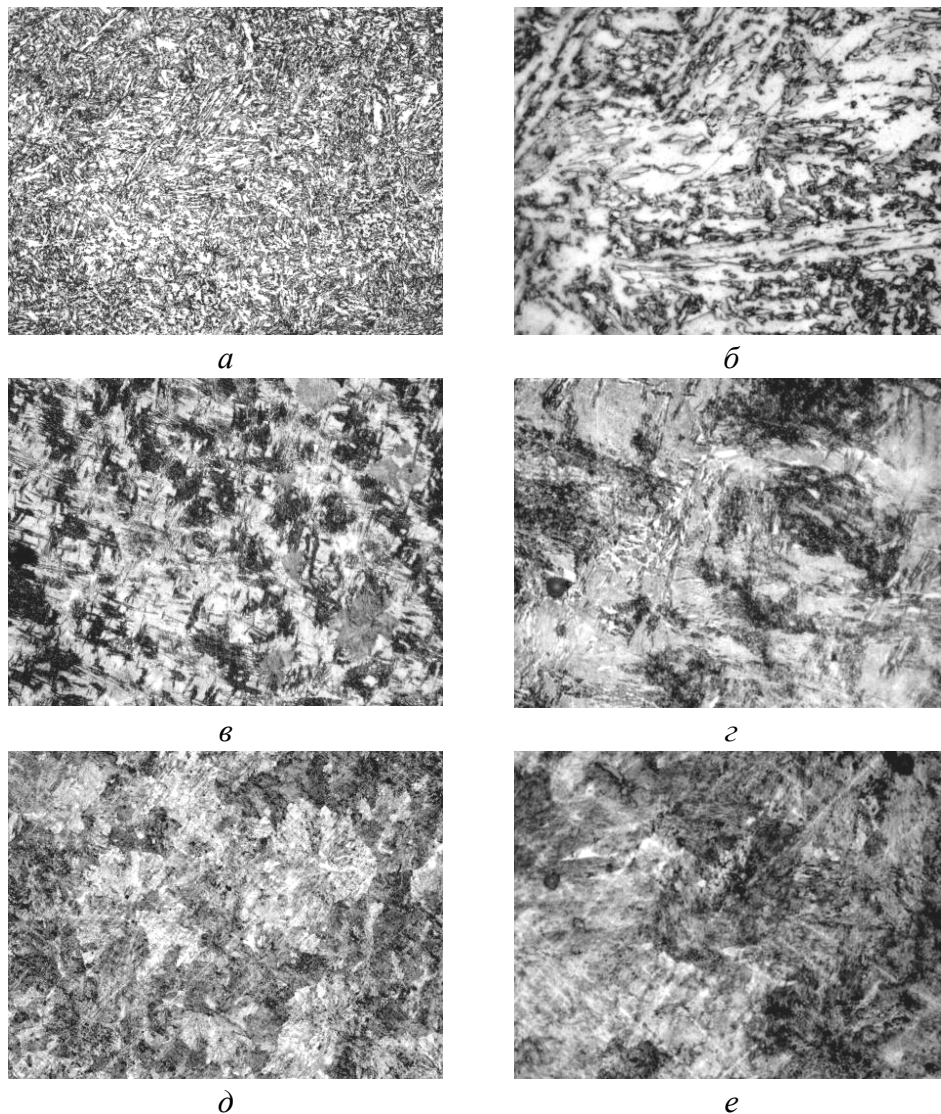


Рис. 3. Микроструктуры образцов типа «Цилиндр» при различном увеличении ($\times 200$ слева и $\times 1000$ справа), полученные алюмотермитным переплавом состава № 1 при различных $T_{\text{ш}}/T_{\text{ф}}$: а, б – 25/25 °C; в, г – 25/200 °C; д, е – 25/400 °C

Микроструктура образца, полученного из термитного состава № 1 при $T_{\text{ш}}/T_{\text{ф}} = 25/25$ °C (рис. 3, а, б), представлена преимущественно мартенситной составляющей (темные участки) с размером зерна до 8 баллов по ГОСТ 8233–56. Феррит (светлые участки) расположен между выделяющимися игл мартенсита. Структура соответствует литому

состоянию и образована при высокой скорости охлаждения металла в форме и относительно невысоком температурном градиенте между расплавом металла и формой.

Микроструктура образца, полученного из термитного состава № 1 при $T_{ш}/T_{ф} = 25/200$ °С (рис. 3, в, з), искажена дендритной ликвацией в присутствии серы, оси дендритов аустенита обогащены углеродом. При охлаждении перлит (темные участки) образуется в первую очередь по дислокациям максимальной концентрации углерода. Структура представлена перлитом и ферритом в соотношении 80/20 %. Структуру образца, полученного из состава № 1 при $T_{ш}/T_{ф} = 25/400$ °С (рис. 3, д, е), составляют колонии перлита с хорошо различимой пластинчатой структурой до 2 баллов по ГОСТ 8233–56. Соотношение перлита и феррита $\approx 98/2$ % согласно ГОСТ 8233–56.

Структуры на рис. 3, в–е соответствуют литому состоянию. Режим литья обеспечил невысокий температурный градиент между металлом и формой, а также невысокую скорость охлаждения металла в форме, при котором успели пройти основные структурные превращения.

Экспериментально установлено, что все образцы, полученные алюмотермитным переплавом состава № 1, не имеют ликвации примесных элементов по структуре сплавов, в которых наблюдается равномерное распределение элементов. Результаты получены в ходе построенных методом электронно-дисперсионной спектроскопии многослойных карт распределения химических элементов в образцах. Равномерность распределения элементов в сплавах обеспечивается интенсивным взаимодействием компонентов термитных смесей в ходе экзотермической реакции, что определяет самопроизвольное механическое перемешивание расплава и перенос примесей из зон с высокой концентрацией в зоны с их пониженным содержанием. Равномерность распределения элементов определяется также высокой температурой продуктов реакции после ее прохождения во время выдержки металла перед заливкой в форму, которая влияет на интенсификацию диффузионных процессов в расплавах.

Экспериментальные образцы, полученные в углеродных формах из термитного состава № 1 при различных соотношениях $T_{ш}/T_{ф}$, обладают более высокими физико-механическими характеристиками в сравнении со сплавами, имеющими схожий химический состав, но полученными по традиционным технологическим процессам и подвер-

гающимися характерной термообработке. В табл. 2 представлены результаты исследования экспериментальных образцов на твердость, сведенные на рис. 4 в графические зависимости.

Таблица 2

Твердость образцов, полученных из состава № 1 при различных $T_{ш}/T_{ф}$

Режим получения образцов ($T_{ш}/T_{ф}$)	Номер точки испытания на твердость HRC					Среднее значение твердости HRC
	1	2	3	4	5	
25/25	29	28,5	28	26,5	29	28,2
25/200	43,5	44,5	43	45	45,5	44,3
25/400	44	43,5	42	41,5	45	43,2
200/25	55	56	54,5	51,5	53	54
200/200	42	40,5	41	40	41,5	41
200/400	50	48	48,5	50	49	49,1
400/25	52	52	53	53	53	52,6
400/200	48	48	47	48,5	49	48,1
400/400	41	41	40	44	43	41,8

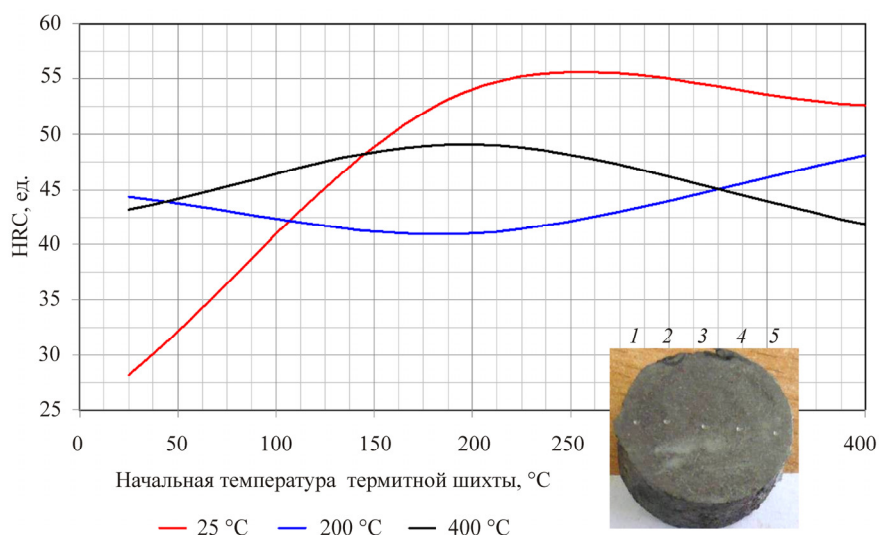


Рис. 4. Изменение твердости образцов, полученных из состава № 1 с различной температурой ($T_{ш} = 25 \dots 400 \text{ } ^\circ\text{C}$) при $T_{ф} = 25 \text{ } ^\circ\text{C}$; $T_{ф} = 200 \text{ } ^\circ\text{C}$ и $T_{ф} = 400 \text{ } ^\circ\text{C}$: 1–5 – точки приложения нагрузки для определения твердости

Значения твердости снимались с диаметрально расположенных точек на торцевых поверхностях цилиндрических образцов, как показано на рис. 3. Из данных табл. 2 видно, что значения твердости исследуемых образцов по контрольным точкам расходятся незначительно, что свидетельствует о равномерности распределения структурных составляющих в объеме заготовки в экспериментальных сплавах.

Согласно зависимостям, представленным на рис. 3, минимальной твердостью 28,2 НРС обладают образцы, соответствующие по химическому составу стали 20ДХЛ, полученные при $T_{ш}/T_{ф} = 25/25$ °С. Твердость образцов, полученных при $T_{ш}/T_{ф} = 200/25$ °С и $T_{ш}/T_{ф} = 400/25$ °С составляет 54 и 52,6 НРС соответственно. Повышение твердости образцов, полученных при таких условиях, определяется как изменяющимся химическим составом сплавов, так и высоким температурным градиентом между заливаемым металлом и формой. Последнее определяет высокую скорость охлаждения литой заготовки, которая, в свою очередь, влияет на появление мелкозернистой структуры с характерными свойствами. В ряде случаев температура заливаемого металла в форму настолько велика, что позволяет обеспечить режим кристаллизации металла и его дальнейшее охлаждение в форме со скоростью роста зерна более высокой, чем скорость образования центров кристаллизации, что приводит к снижению твердости.

В табл. 3 представлены сравнительные характеристики стали 20ДХЛ и сплава, полученного из шихтового состава № 1 при режиме $T_{ш}/T_{ф} = 25/25$ °С.

Анализ данных табл. 3 показывает, что получение алюмотермитным способом из шихтового состава № 1 сплава, соответствующего по химическому составу стали 20ДХЛ, возможно без предварительного нагрева шихты и углеродной оснастки. Получение стали 20ДХЛ при отмеченных температурных режимах также возможно из других шихтовых составов, которые смогут обеспечить получение требуемого химического состава сплавов и свойств литых заготовок. Согласно приведенной в табл. 3 сравнительной характеристике свойств литейной стали 20ДХЛ, полученной по традиционной технологии, со свойствами получаемых экспериментальных образцов определено, что опытные образцы, не прошедшие термообработку, превосходят образцы традиционной стали 20ДХЛ, прошедшей термообработку, по пределу

Таблица 3
 Характеристики стали 20ДХЛ и сплава, полученного из состава № 1

Материал	Химический состав, %							Категория прочности отливок*	Механические свойства**			Режим термообработки
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Cu		σ_b , МПа	δ , %	Твердость НВ	
Состав № 1	0,170	0,630	0,260	0,020	0,025	0,850	1,510	–	767,7	4,51	278	Без термообработки
20ДХЛ	0,15–0,25	0,5–0,8	0,2–0,4	до 0,04	до 0,04	0,8–1,1	1,4–1,6	К40	491	12	143–187	Нормализация 880–890 °С + отпуск 560–600 °С
								КТ55	638	12	187–240	Закалка 880–890 °С + отпуск 560–600 °С

* Согласно ГОСТ 977–88 условный индекс «К» присваивается материалу в отожженном, нормализованном или отпущенном состоянии, а индекс «КТ» – после закалки и отпуска.

** σ_b – временное сопротивление растяжению; δ – относительное удлинение (не менее).

прочности и твердости. Относительное удлинение экспериментальных образцов меньше, чем у традиционной стали, однако последующая их термообработка способна улучшить показатели этого свойства.

В ходе эксперимента установлено, что температуры шихты и формы оказывают существенное влияние на химический состав получаемых сплавов из термитных материалов. При использовании шихтового состава, предназначенного для получения сплава, соответствующего по химическому составу стали 20ДХЛ, нагрев шихты и формы в интервале температур 25–400 °С приводит к значительному повышению содержания углерода вследствие взаимодействия расплава с огнеупорной графитовой оснасткой, что делает невозможным отнесение данного сплава к стали, регламентированной ГОСТ 977–88. Кроме того, из огнеупорной оснастки также поступает сера, содержание которой в экспериментальных образцах, полученных при большей части рассматриваемых температурных режимов, превышает верхнюю границу допуска ГОСТ 977–88. Исключениями являются режимы: $T_{ш}/T_{ф} = 25/25$ °С и $T_{ш}/T_{ф} = 25/400$ °С. Остальные примесные элементы входят в заданные ГОСТ 977–88 диапазоны содержания в сталях.

Список литературы

1. Новохацкий В.А., Жуков А.А., Макарычев Ю.И. Малоотходная технология производства стальных отливок с экзотермическими прибылями. – М.: Машиностроение, 1986. – 64 с.
2. Применение термитных прибылей при получении стальных отливок / И.Г. Сапченко, С.Г. Жилин, О.Н. Комаров, В.В. Предеин // Литейное производство. – 2009. – № 6. – С. 33–36.
3. Жуков А.А., Комаров В.В., Новохацкий В.А. Применение экзотермических вставок для закрытых прибылей стальных отливок // Литейное производство. – 1978. – № 11. – С. 40–41.
4. Горенко В.Г. Экзотермические смеси для обогрева прибылей // Литейное производство. – 1970. – № 5. – С. 43.
5. Применение прибылей с высоким температурным градиентом при производстве стальных отливок / Г.Т. Дударчик, В.В. Тарасов, В.А. Новохацкий, А.А. Жуков // Литейное производство. – 1987. – № 4. – С. 32–33.
6. Малкин Б.В., Воробьев А.А. Термическая сварка. – М.: Изд-во Мин-ва жилищно-коммунального хозяйства РСФСР, 1963. – 104 с.
7. Вишняков Н., Щекатуровене Д. Проблемы выполненных термитной сваркой стыков железнодорожных рельс // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. – 2005. – № 2(31). – С. 44–48.

8. Экзотермический состав для резки: А.с. 1833278 СССР, МПК 5 В 23 К 35/00 / В.Г. Булдыгеров (НПО Ренад ЛТД). – № 5034992/08; Заявл. 31.03.92; Оpubл. 07.08.93, Бюл. № 29.

9. Способ получения стальных отливок: пат. РФ 2367540 / Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н. – Оpubл. 20.09.2009, Бюл. № 26.

10. Способ получения стальных отливок: пат. РФ 2367539 / Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н. – Оpubл. 20.09.2009, Бюл. № 26.

11. Башнин Ю.А., Исакина В.Н., Масленкова Е.А. Влияние переплавных процессов на структуру и свойства стали. – М.: Металлургия, 1991. – 240 с.

12. Свойства термитных сталей из отходов металлургического производства / И.Г. Сапченко, С.Г. Жилин, О.Н. Комаров, Н.Г. Зиновьев // Металлургия машиностроения. – 2007. – № 5. – С. 26–28.

13. Использование алюминиевого сплава с высоким содержанием примесных элементов в качестве восстановителя для получения сортовых марок сталей при алюмотермии / В.В. Предеин, А.В. Попов, О.Н. Комаров, С.Г. Жилин, А.И. Евстигнеев // Ученые записки Комс.-на-Амуре гос. техн. ун-та. – 2017. – Т. 1, № 3(31). – С. 106–114.

References

1. Novokhatskii V.A., Zhukov A.A., Makarychev Iu.I. Malootkhodnaia tekhnologiya proizvodstva stal'nykh otlivok s ekzotermicheskimi pribyl'iami [The low-waste production technology of steel castings with exothermic profits]. Moscow, Mashinostroenie, 1986. 64 p.

2. Sapchenko I.G., Zhilin S.G., Komarov O.N., Predein V.V. Primenenie termitnykh pribylei pri poluchenii stal'nykh otlivok [Application of thermite profits when receiving steel castings]. *Liteinoe proizvodstvo*, 2009, no. 6, pp. 33–36.

3. Zhukov A.A., Komarov V.V., Novokhatskii V.A. Primenenie ekzotermicheskikh vstavok dlia zakrytykh pribylei stal'nykh otlivok [Application of exothermic inserts for the closed profits of steel castings]. *Liteinoe proizvodstvo*, 1978, no. 11, pp. 40–41.

4. Gorenko V.G. Ekzotermicheskie smesi dlia obogreva pribylei [Exothermic mixes for heating of profits]. *Liteinoe proizvodstvo*, 1970, no. 5, pp. 43.

5. Dudarchik G.T., Tarasov V.V., Novokhatskii V.A., Zhukov A.A. Primenenie pribylei s vysokim temperaturnym gradientom pri proizvodstve stal'nykh otlivok [Application of profits with a high temperature gradient by production of steel castings]. *Liteinoe proizvodstvo*, 1987, no. 4, pp. 32–33.

6. Malkin B.V., Vorob'ev A.A. Termicheskaia svarka [Thermal welding]. Moscow. Izdatel'stvo ministerstva zhilishchno-kommunal'nogo khoziaistva RSFSR, 1963, 104 p.

7. Vishniakov N., Shchekaturvene D. Problemy vypolnennykh termitnoi svarkoi stykov zheleznodorozhnykh rel's [Problems of the joints executed by thermite welding railway a rail]. *Progressivnye tekhnologii i sistemy mashinostroeniia*, 2005, no. 2(31), pp. 44–48.

8. Buldygerov V.G. Ekzotermicheskie sostav dlia rezki [Exothermic structure for cutting]: Patent SSSR no. 5034992/08 (1993).

9. Sapchenko I.G., Zhilin S.G., Komarov O.N. Sposob polucheniia stal'nykh otlivok [Way of receiving steel castings]. Patent Rossiiskaia Federatsiia no. 2367540 (2009).

10. Sapchenko I.G., Zhilin S.G., Komarov O.N. Sposob polucheniia stal'nykh otlivok [Way of receiving steel castings]. Patent Rossiiskaia Federatsiia no. 2367539 (2009).

11. Bashnin Iu.A., Isakina V.N., Maslenkova E.A. Vliianie pereplavnykh protsessov na strukturu i svoistva stali [Influence of resmooth processes on structure and properties became]. Moscow: Metallurgii, 1991. 240 p.

12. Sapchenko I.G., Zhilin S.G., Komarov O.N., Zinov'ev N.G. Svoistva termitnykh stalei iz otkhodov metallurgicheskogo proizvodstva [Properties thermite staly of waste of metallurgical production]. *Metallurgiiia mashinostroeniia*, 2007, no. 5, pp. 26–28.

13. Predein V.V., Popov A.V., Komarov O.N., Zhilin S.G., Evstigneev A.I. Ispol'zovanie aliuminieвого сплава s vysokim sodержaniem primesnykh elementov v kachestve vosstanovitelia dlia polucheniia sortovykh marok stalei pri aliumotermii [Use of aluminum alloy with the high content of impurity elements as reducer for obtaining high-quality steel grades at an alyumotermiya]. *Uchenye zapiski Komsomol'skogo-na-Amure gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2017, vol. 1, no. 3(31), pp. 106–114.

Получено 26.10.17

Об авторах

Предеин Валерий Викторович (Комсомольск-на-Амуре, Россия) – младший научный сотрудник лаборатории химических и фазовых превращений в материалах Института машиноведения и металлургии Дальневосточного отделения РАН; e-mail: predein3@mail.ru.

Комаров Олег Николаевич (Комсомольск-на-Амуре, Россия) – кандидат технических наук, доцент, заведующий лабораторией химических и фазовых превращений в материалах Института машиноведения и металлургии Дальневосточного отделения РАН; e-mail: olegnikolaevitsch@rambler.ru.

Попов Артем Владимирович (Комсомольск-на-Амуре, Россия) – аспирант Института машиноведения и металлургии Дальневосточного отделения РАН; e-mail: popov.av@protonmail.ch.

Жилин Сергей Геннадьевич (Комсомольск-на-Амуре, Россия) – кандидат технических наук, доцент, ведущий научный сотрудник лаборатории химических и фазовых превращений в материалах Института машиноведения и металлургии Дальневосточного отделения РАН; e-mail: sergeyzhilin1@rambler.ru.

About the authors

Valery V. Predein (Komsomolsk-na-Amure, Russian Federation) – Junior Researcher, Laboratory of Chemical and Phase Transformations in Materials, Institute of Machinery and Metallurgy, Far-Eastern Branch of Russian Academy of Sciences; e-mail: predein3@mail.ru.

Oleg N. Komarov (Komsomolsk-na-Amure, Russian Federation) – Ph. D. in Technical Sciences, Associate Professor, Chief of Laboratory of Chemical and Phase Transfor-

mations in Materials, Institute of Machinery and Metallurgy, Far-Eastern Branch of Russian Academy of Sciences; e-mail: olegnikolaevitsch@rambler.ru.

Artyom V. Popov (Komsomolsk-na-Amure, Russian Federation) – Postgraduate Student, Institute of Machinery and Metallurgy, Far-Eastern Branch of Russian Academy of Sciences; e-mail: popov.av@protonmail.ch.

Sergey G. Zhilin (Komsomolsk-na-Amure, Russian Federation) – Ph. D. in Technical Sciences, Associate Professor, Leading Researcher, Laboratory of Chemical and Phase Transformations in Materials, Institute of Machinery and Metallurgy, Far-Eastern Branch of Russian Academy of Sciences; e-mail: sergeyzhilin1@rambler.ru.