

УДК 669.1.112

DOI: 10.15372/KhUR20180108

Модифицирование серого чугуна и стали эффективными составами на основе нанодисперсных порошков карбидов вольфрама и титана

В. А. ПОЛУБОЯРОВ, З. А. КОРОТАЕВА, А. А. ЖДАНОК, Ф. К. ГОРБУНОВ

*Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения РАН,
Новосибирск, Россия**E-mail: sanych@solid.nsc.ru*

(Поступила 17.05.17; после доработки 24.01.18)

Аннотация

Проведен комплексный сравнительный анализ некоторых модификаторов на основе тугоплавких керамических частиц и металлов-протекторов для внепечной обработки чугунов и сталей. В экспериментах по внутриформенному модифицированию серого чугуна и стали 110Г13Л составы на основе нанодисперсных карбидов вольфрама и титана, полученных комбинированным методом (самораспространяющийся высокотемпературный синтез в сочетании с механохимической обработкой), показали наибольшую эффективность по сравнению с другими исследованными модификаторами: в пределах концентраций керамической фазы 0.013–0.2 % для серого чугуна увеличение прочности при растяжении достигало 20 %, твердости – 13 %, износостойкости – 69 %, коррозионной стойкости – в 2.6 раза; для стали увеличение временного сопротивления разрыву достигало 18.0 %, относительного удлинения – 40 %, уменьшение размера зерна – в 6.8 раза. Показано, что при модифицировании серого чугуна добавками, содержащими нанодисперсные керамические фазы, необходимо учитывать не только концентрации и состав модификаторов, но и различные технологические параметры (конструкция, объем литейной формы, способ введения модификаторов и др.).

Ключевые слова: внутриформенное модифицирование, карбиды вольфрама и титана, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, сталь 110Г13Л, чугун

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе железа (чугуны и стали) – эффективные конструкционные материалы, обеспечивающие хорошие механические и технологические свойства наряду с относительно низкой стоимостью. Улучшение эксплуатационных характеристик (увеличение прочности при разрыве, твердости, износостойкости, коррозионной стойкости и, в конечном итоге, срока службы) чугунов и сталей имеет актуальное значение. Качество отливок зависит от ряда технологических параметров, которые влияют на процессы кристаллизации расплава (температура заливки, формовочная

смесь, химический состав, объем отливки, перегрев металла при выплавке и др.) [1]. В свою очередь, перечисленные технологические факторы определяют состав и количество фаз, размер зерна и различные дефекты кристаллической решетки [2].

Качество отливок по технологии выплавки и заливки металла в формы можно повысить, если научиться управлять процессом кристаллизации. В лабораториях выращены бездефектные кристаллы железа с пределом прочности при растяжении более 1000 кгс/мм² (прочность углеродистой стали – 40 кгс/мм²) [3]. Попытки улучшить механические свойства путем создания монокристалла себя не оправдали, по-

этому приходится идти обратным путем – влиять на процесс кристаллизации, чтобы получить множество мелких кристаллов (зерен).

В настоящее время растет интерес к использованию в металлургии наноматериалов для улучшения качества изделий. Введение малых добавок веществ (модификаторов), химически не взаимодействующих с матрицей, позволяет влиять на процессы кристаллизации расплавов чугуна и стали (изменять размеры зерен металлов, менять форму, размер и распределение графитовых включений) [4–11].

Экспериментально установлено, что чем больше зародышей в единице объема расплава, тем больше образуется кристаллов, тем мельче их размер и тем выше механические свойства металла. К тому же, в отличие от легирования, модифицирование не требует использования большого количества дорогостоящих добавок, поэтому конечная стоимость продукции повышается незначительно.

Зависимость прочностных характеристик от размера зерна хорошо описывается законом Холла–Петча [12, 13], по которому при уменьшении среднего размера зерна в 3–5 раз возрастает твердость материала, а при уменьшении более чем в 10 раз – его пластичность.

Согласно [14], частицы, находящиеся в объеме металла, влияют на динамику дислокаций, препятствуя их движению. Такой материал можно рассматривать как дисперсно-упрочненный композит. Под действием приложенного напряжения источники дислокаций образуют дислокационные петли, окружающие частицы. Число петель дислокаций n зависит от расстояния между частицами:

$$n = l_p \sigma / G_m |\bar{b}| \quad (1)$$

где l_p – расстояние между частицами; σ – приложенное напряжение; G_m – модуль сдвига материала матрицы; \bar{b} – вектор Бюргерса дислокации. Напряжение сдвига, действующее на частицу, определяется как

$$\tau = l_p \sigma^2 / G_m |\bar{b}| \quad (2)$$

а предел текучести материала, упрочненного частицами, равен

$$\sigma_T = (G_p G_m |\bar{b}| / l_p C)^{0.5} \quad (3)$$

где G_p – модуль сдвига материала частицы; C – постоянная, характеризующая тип мате-

риала. Модуль сдвига материала частицы G_p должен превосходить модуль сдвига материала матрицы G_m , иначе упрочнения не произойдет. Если частица не смочена материалом, то между материалом и частицей будет пузырь с модулем сдвига, равным нулю, поэтому, согласно формуле (3), предел текучести равен нулю и, следовательно, материал разупрочняется. Чтобы частицы другой фазы могли изменять свойства материала, они должны смачиваться им. В противном случае они выступают в качестве дефектов структуры, ухудшающих свойства материала.

Механохимия может существенно облегчить путь к достижению положительного результата. Обработка в высокоэнергетических активаторах планетарного типа позволяет не только измельчать материал, но и активировать частицы порошков, а дополнительное плакирование частиц обеспечивает модификаторам хорошую смачиваемость расплавами.

Несмотря на обилие предложений на рынке, проблема получения модификаторов на основе тугоплавких ультрадисперсных частиц, смачиваемых расплавом, равномерно распределенных в металлической матрице, как и проблема получения стабильных результатов при модифицировании, до сих пор актуальны.

Цель настоящей работы – комплексный сравнительный анализ некоторых модификаторов на основе тугоплавких керамических частиц и металлов-протекторов для внепечной обработки чугунов и сталей и оценка их эффективности.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Оценку эффективности модификаторов проводили в следующих условиях. Объекты для модифицирования: серые чугуны марок СЧ-15 – СЧ-30 и сталь 110Г13Л.

Выплавку серого чугуна осуществляли в индукционных печах со следующими характеристиками: емкость тигля 400–750 кг, футеровка кислая (кварц и 3 % борной кислоты). Заливку чугуна в литейные формы осуществляли при температуре 1350–1380 °С.

Литейная форма для чугуна представляет собой систему из стояка посередине и шести цилиндров вокруг стояка длиной до 300 мм и

диаметром 30–40 мм. Металл заливают в центральную часть (стояк посередине заготовки), откуда он сифонной заливкой (снизу вверх) поступает в цилиндрические заготовки, которые далее используются для проведения различных испытаний. Чтобы избежать всплывания модификатора, его помещали между двумя керамическими фильтрами, установленными в стояке литейной формы перед заливкой [15].

В качестве материала для изготовления литейных форм использовали сухие песчано-глинистые смеси (ПГС) и холодно-твердеющие жидкостекольные смеси из кварцевого песка (ХТС).

Модифицирование чугуна проводили в ковше или в форме (масса металла в форме 19–40 кг).

При модифицировании чугуна в форме из одного ковша одновременно заливали до десяти образцов (девять образцов с различными модификаторами, завернутыми в алюминиевую фольгу, один – без модификатора, на нижний фильтр помещали пустую алюминиевую фольгу).

При модифицировании чугуна в ковше использовали количество металла, необходимое для заливки одной или двух форм.

Для исследования влияния концентрации модификатора на коррозионную стойкость чугуна использовали только стояк формы (форма в виде “стакана”).

Среднее значение временного сопротивления на разрыв определяли по шести данным, что обеспечивало корректность получаемых результатов.

Для характеристики твердости материалов использовали метод Бринелля. Измерения проводили в различных точках образца (не менее пяти отпечатков) и сравнивали их со значениями, полученными при исследовании контрольного образца.

Коррозионную стойкость исследовали по ГОСТ 9.908–85 на двух подготовленных образцах чугуна (модифицированном и контрольном). Для измерения относительной коррозионной стойкости образцы должны иметь примерно одинаковый диаметр и высоту, т. е. поверхность, контактирующая с агрессивной средой, должна быть одинаковой. Испытания проводили в 25 % соляной кислоте (выдерживали образцы в течение 24 ч при комнатной температуре).

Относительную износостойкость (относительно контрольного образца) определяли по ГОСТ 17367–71 в процессе испытания на аб-

разивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы.

Выплавку стали (110Г13Л) проводили в печи ДС6-Н1 по технологии переплава легированных отходов. Масса металла 5.5 т. Раскисление стали на выпуске проводили путем подачи на дно разливочного ковша 8 кг специального раскислителя (70 % Al, 20 % Fe, 5 % Ca, остальное – C, Si, Cu) с добавкой 5 кг гранулированного алюминия. Температура стали на выпуске (в ковше) составляла 1460 °С.

Модифицирование стали проводили в форме (масса металла 125 кг); во всех опытных формах были предусмотрены и залиты по две приливные пробы типа “топорик” для определения механических свойств и микроструктуры.

У образцов стали определяли изменение временного сопротивления разрыву (σ_b , %), изменение относительного удлинения (δ , %); оценку величины зерна проводили по ГОСТ 5639.

Для обработки серого чугуна и стали применяли модификаторы на основе тугоплавких керамических частиц, полученных различными методами.

Плазмохимическим методом (ПХ) получены комплексные модификаторы в железной матрице состава (α -Fe, TiC_xN_y , SiC) из природного сырья – титаномagnetитового порошка – путем его взаимодействия с метаном в потоке водородно-азотной плазмы. Порошки получены в Институте металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН [16].

Продукты реакции представляли собой порошки с удельной поверхностью порядка 1.6–20 м²/г. По данным электронной микроскопии, они состояли преимущественно из частиц с размером 30–70 нм.

Согласно результатам рентгенофазового анализа, порошки композиционные, в их составе преобладают фазы феррита, аустенита и цементита. В незначительном количестве отмечено присутствие оксида железа в виде магнетита. На дифрактограммах образцов имеются линии, соответствующие соединениям титана $Ti_xC_yN_z$, а также линии карбида кремния SiC.

Методом механохимической активации (МА) получены модификаторы путем обработки в планетарно-центробежном активаторе различных керамических порошков с металлами.

Для сравнения применяли модификаторы на основе смеси карбидов вольфрама и тита-

на [WC (W_2C), TiC]. Нанодисперсные порошки карбидов вольфрама (в пересчете на WC) и титана состава в процентном соотношении WC/TiC = (40–80) : (60–20) получали методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), комбинированным с МА [17].

Далее полученную смесь карбидов вольфрама и титана подвергали МА в планетарно-центрированном активаторе в течение 40–60 с с одним или несколькими металлами-протекторами (железо, кобальт, медь, никель, хром, цирконий).

Выбор фаз WC (W_2C) в количестве от 40 до 80 % (в пересчете на WC) и от 60 до 20 % TiC соответственно в составе керамической смеси обусловлен условиями синтеза и связан с наличием необходимых фаз в продуктах реакции [17]: 1) состав WC/TiC = 80 : 20 содержит минимальное количество титана, при котором возможен СВС; 2) в составе WC/TiC = 40 : 60 помимо продуктов реакции в незначительных количествах может присутствовать лишь непрореагировавший вольфрам; 3) при концентрации WC менее 40 % (TiC более 60 % соответственно) возможно наличие исходных компонентов, которые могут приводить к дефектам структуры кристаллизующихся металлов и ухудшать свойства.

В данной работе преимущественно использовали составы (в процентном соотношении) WC/TiC = (70–75) : (30–25); размер области когерентного рассеяния (ОКР) составлял порядка 30 нм.

Удельная поверхность порошков модификаторов, полученных механохимическим и комбинированным (СВС плюс МА) методами, варьировала в пределах 3–12 м²/г.

Выбор металлов-протекторов обусловлен предварительными экспериментами по модифицированию и условиями СВС (например, возможен синтез карбидов вольфрама и титана в присутствии кобальта или никеля в реакционной смеси).

Концентрация лакирующего металла в составе модификатора на уровне 50–75 % обеспечивает хорошее перемешивание карбидных частиц с металлом в активаторе и возможность применять различные методы компактирования порошка.

Модификаторы использовали в виде порошков или таблеток. Компактирование порошков проводили с помощью органических связок (методы компактирования модификаторов описаны в [15]).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Модифицирование серого чугуна и стали 110Г13Л

В предварительных экспериментах было исследовано влияние концентрации модификаторов на эксплуатационные характеристики чугунов и сталей [18]. Дополнительно было установлено, что компактированные модификаторы (в виде таблеток) [15] удобнее в применении, главное, чтобы прочность таблеток модификаторов была не слишком высокой (≤ 5 МПа). Это достигается за счет органических связок на основе метил- и карбоксиметилцеллюлозы.

Сравнение эффективности модификаторов, полученных различными методами (ПХ, МА, СВС + МА), проведено при внутриформен-

ТАБЛИЦА 1

Состав, количество модификаторов и свойства образцов чугуна СЧ-20 (масса металла в форме № 1 20 кг)

Образцы	Модификаторы		Показатели образцов чугуна						
	Состав	Метод получения	Состав керамической фазы	$S_{уд}$, м ² /г	Количество керамической фазы, %	Твердость по Бринеллю, НВ	Увеличение твердости, %	Предел прочности при разрыве, МПа	Увеличение предела прочности, %
1	Контрольный	–	–	0	–	183.0	0	234.2	0
2	Y ₂ O ₃ + Cr	МА	Y ₂ O ₃	2.7	0.0130	201.0	9.8	260.4	12.2
3	(WC,TiC) + Zr	СВС+МА	WC, TiC	5.5	0.0375	207.0	13.1	280.5	19.8
4	α -Fe, TiC _x N _y , ПХ SiC (Fe = 95 %)		TiC _x N _y , SiC	20.2	0.0015	201.0	9.8	262.0	11.9

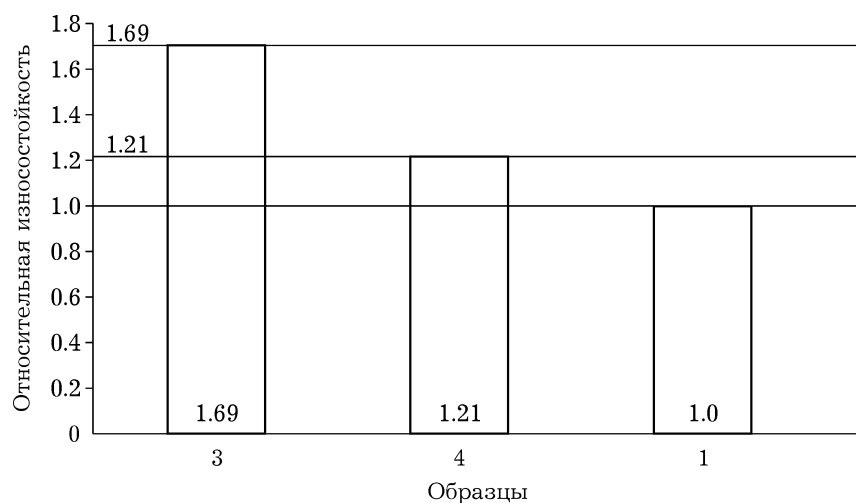


Рис. 1. Износостойкость модифицированных образцов 3 и 4 относительно контрольного образца 1.

ном модифицировании серого чугуна [16, 18] и высокомарганцевой стали 110Г13Л [19].

В табл. 1 указаны данные по составу, способу получения и концентрации модификаторов, а также свойства образцов серого чугуна (твердость по Бринеллю, предел прочности при растяжении, изменение твердости и прочности относительно контрольного образца). Видно, что наибольшие увеличения твердости (на 13.1 %) и предела прочности при растяжении (на 19.8 %) отмечаются для чугуна, модифицированного карбидами вольфрама и титана с цирконием (комбинированный метод получения (СВС + МА)), при концентрации керамической фазы модификатора 0.038 % (образец 3). У образцов 2 и 4 с модификаторами, полученными методами МА и ПХ, твердость повысилась на 9.8 %, предел прочности при растяжении – в пределах 12 %.

На рис. 1 приведены данные по относительной износостойкости образцов чугуна. В качестве эталонного образца применяли немодифицированный образец, износостойкость которого была принята равной единице. Относительная износостойкость образцов 3 и 4 выше по сравнению с таковой для контрольного образца на 69 и 21 % соответственно.

Коррозионная стойкость в соляной кислоте образца 4 при концентрации тугоплавких частиц 0.0015 % увеличилась примерно на 12.3 %, а образца 3 при концентрации тугоплавких частиц 0.0375 % – на 28 %.

В структуре исследованных образцов модифицированного чугуна присутствует графит пластинчатой формы (рис. 2). Матрица состоит из перлита (объемная доля 70 %) и феррита (30 %), который находится вокруг графитовых включений. Изменение соотношения между перлитом и ферритом

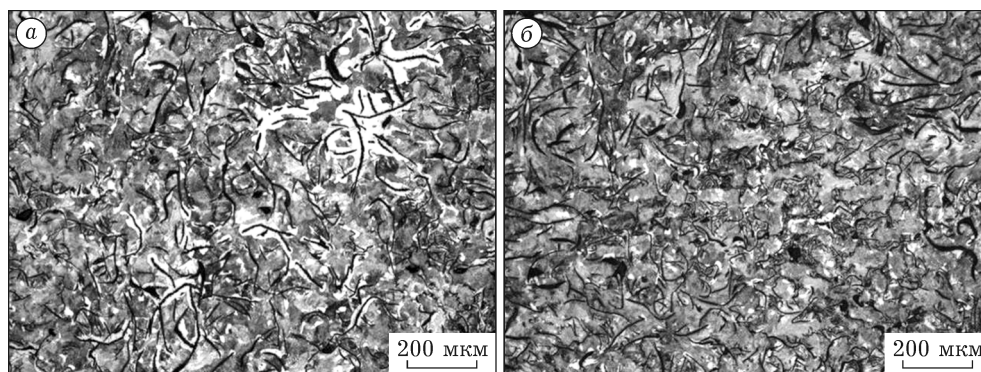


Рис. 2. Структура образцов серого чугуна, травление 5 % HNO_3 в спирте: а – контрольный, б – образец 3.

ТАБЛИЦА 2

Состав, количество модификаторов и свойства образцов стали 110Г13Л

Образцы	Модификатор		Свойства образцов стали			Распределение карбидов
	Состав	Содержание керамической фазы, %	Временное сопротивление разрыву, σ_b , Н/мм ²	Увеличение временного сопротивления разрыву, %	Относительное удлинение, δ , %	
1	Медь	0	550		10	Мелкие карбиды внутри зерен аустенита, редко по границам
2	Карбид бора/медь (1 : 2)	0.056	630	14.5	8	Отдельные редкие выделения карбидов внутри и по границам зерен аустенита
3	Смесь карбидов вольфрама и титана/медь (2 : 5)	0.033	650	18.0	14	Мелкие карбиды внутри и по границам зерен аустенита
4	Карбид титана/медь (1 : 1)	0.083	600	9.0	10	Мелкие карбиды внутри и по границам зерен аустенита

наблюдается только для образца 3, объемная доля феррита составляет всего 8 % (см. рис. 2, б).

Для модифицирования стали 110Г13Л использовали составы (табл. 2) на основе карбида бора (образец 2), смесь карбидов вольфрама и титана (образец 3), карбид титана (образец 4). Модификаторы для улучшения смачиваемости расплавом металла предварительно обрабатывали в планетарной центробежной мельнице в течение 1 мин с порошком меди. В контрольный образец также был добавлен порошок меди (образец 1).

Травление образцов для исследования микроструктуры проводили 4 % спиртовым раствором HNO_3 . Нумерация образцов сталей (1–4) соответствует нумерации образцов модификаторов (1–4).

Данные по составу, количеству модификаторов и результаты механических испытаний сталей, обработанных этими модификаторами, приведены в табл. 2.

Применение дисперсных модификаторов, содержащих карбид бора и смесь карбидов вольфрама и титана, при внутриформенном модифицировании стали 110Г13Л способствует равномерному распределению карбидов, выделившихся внутри и по границам зерен, значительному уменьшению размера зерна и уве-

личению временного сопротивления разрыву по сравнению с другими модификаторами.

Увеличение временного сопротивления разрыву на 14.5, 18.0 и 9.0 % показали обработанные модификаторами образцы стали 2–4 соответственно. Кроме того, применение модификатора 3 (смесь карбидов вольфрама и титана, концентрация керамической фазы 0.033 %) позволило увеличить относительное удлинение на 40 %.

Установлено, что микроструктура образцов состоит из аустенита и карбидов, выделившихся внутри и по границам зерен (рис. 3). В образцах 2 и 3 величина зерна соответствует двум баллам (фактический средний диаметр зерна равен 0.387–0.694 и 0.338–0.581 мм соответственно), в образце 4 – более трех баллов (2.318–3.420 мм); фактический средний диаметр зерна контрольного образца 1 превышает три балла (2.325–3.168 мм).

Таким образом, в экспериментах по внутриформенному модифицированию серого чугуна и стали 110Г13Л составы на основе нанодисперсных карбидов вольфрама и титана, полученных комбинированным методом (СВС в сочетании с МА), показали наибольшую эффективность по

ТАБЛИЦА 3

Условия модифицирования чугуна (масса металла в форме № 2 40 кг)

Образцы	Модификаторы				Способ введения модификатора
	Название	Керамическая фаза (WC,TiC), %	Металл-протектор Cr/Cu, %	Концентрация керамической фазы, %	
2	M2	25	25/50	0.033	Форма
3	M2	25	25/50	0.013	Форма
4	M2	25	25/50	0.034	Ковш
5	M1	50	50/0	0.062	Ковш

Примечание. Образец 1 – контрольный (немодифицированный).

сравнению с другими исследованными модификаторами.

Модифицирование серого чугуна

Исследование влияния различных технологических параметров на рабочие характеристики. Дальнейшие эксперименты проведены с использованием наиболее эффективных модификаторов на основе смеси карбидов вольфрама и титана.

Использовали два состава модификаторов: M1 – 25 % (WC, TiC)/50 % Cr; M2 – 25 % (WC, TiC)/25 % Cr/50 % Cu и две литейные формы: № 2 (стандартная) – на 40 кг металла, № 3 – на 19 кг (в виде “стакана”).

Исследование влияния концентрации модификатора и способа введения. Состав материала для изготовления литейных форм – песчано-глинистая смесь (ПГС). Использовали модификаторы M1 и M2 с концентрацией керамической фазы модификаторов в пределах 0.013–0.062 %.

Условия модифицирования (состав, количество модификатора, способ введения) при-

ведены в табл. 3: образец 1 – контрольный без модификатора, образцы 2–4 – с модификатором M2, образец 5 – с модификатором M1. В образцы 2 и 3 модификаторы помещали в стояк формы (между двумя фильтрами), в образцы 4 и 5 модификаторы ввели в ковш под струю металла (количество металла в ковше такое же, как в форме – примерно 40 кг).

Свойства образцов чугуна (предел прочности при растяжении, твердость по Бринеллю, изменение прочности и твердости относительно контрольного образца) даны в табл. 4. Видно, что увеличение прочности при растяжении составило от 1.1 до 18.5 % (образцы 2–5), увеличение твердости по Бринеллю – от 2.8 до 11.3 (образцы 3–5), у образца 2 твердость снизилась на 6.6 % относительно контрольного образца 1.

Относительная коррозионная стойкость увеличилась от 7.2 до 44.1 %, причем максимальные значения (37.6 и 44.1 %) получены при модифицировании в ковше (образцы 5 и 4 соответственно).

На рис. 4–6 приведены микрофотографии шлифов образцов чугуна. У всех модифицированных образцов (см. рис. 5, 6) наблюдаются

ТАБЛИЦА 4

Свойства образцов чугуна

Образцы	Предел прочности при растяжении, МПа	Твердость, по Бринеллю, НВ	Изменение прочности, %	Изменение твердости, %	Относительная коррозионная стойкость, %
1	178	177			
2	211	166	18.5	-6.6	13.7
3	209	197	17.4	11.3	7.2
4	190	182	6.7	2.8	44.1
5	180	194	1.1	9.6	37.6

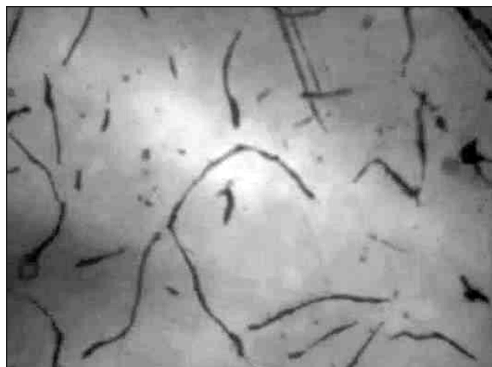


Рис. 4. Микрофотография немодифицированного образца. Ув. 400.

ся измельчение графитовых включений по сравнению с контрольным образцом 1 (см. рис. 4). Образцы, модифицированные в форме (рис. 5, образцы 2 и 3) и ковше (см. рис. 6, образцы 4 и 5), отличаются распределением и формой графитовых включений.

Исследование влияния “естественного старения”. После 3.5 мес. хранения (“естественного старения”) прочность образцов 2 и 3, модифицированных в форме, уменьшилась примерно на 1–2 %, т. е. практически не изменилась; прочность контрольного образца уменьшилась на 4.7 % (образец 1) (см. табл. 5).

Прочность образцов 4 и 5, модифицированных в ковше (концентрации керамических частиц 0.034 и 0.062 % соответственно), возросла примерно на 16–18 %.

Влияние концентрации модификатора на коррозионную стойкость. Влияние концентрации модификатора на коррозионную стойкость исследовали на двух марках чугуна – СЧ-20 и СЧ-30. Использовали модель литейной формы № 3. Состав материала для изготовления литейных форм – ПГС и ХТС (для контрольного образца использовали ПГС).

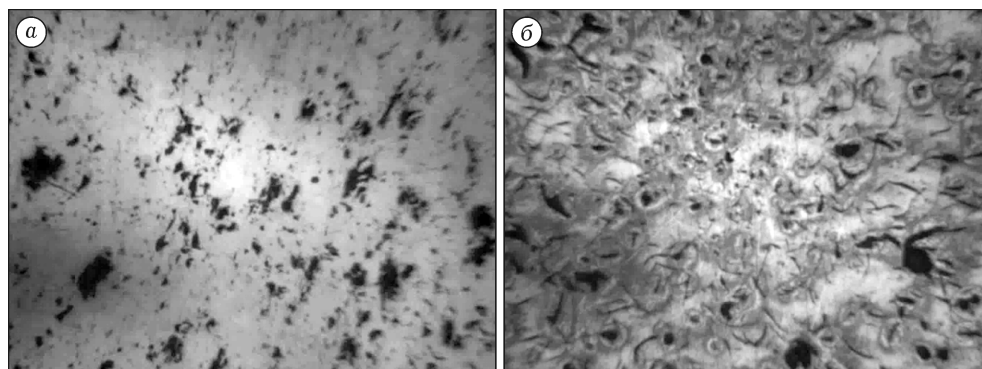


Рис. 5. Микрофотографии образцов, модифицированных в форме: а – образец 2 (WC, TiC – 0.033 %); б – образец 3 (WC, TiC – 0.013 %). Ув. 400.

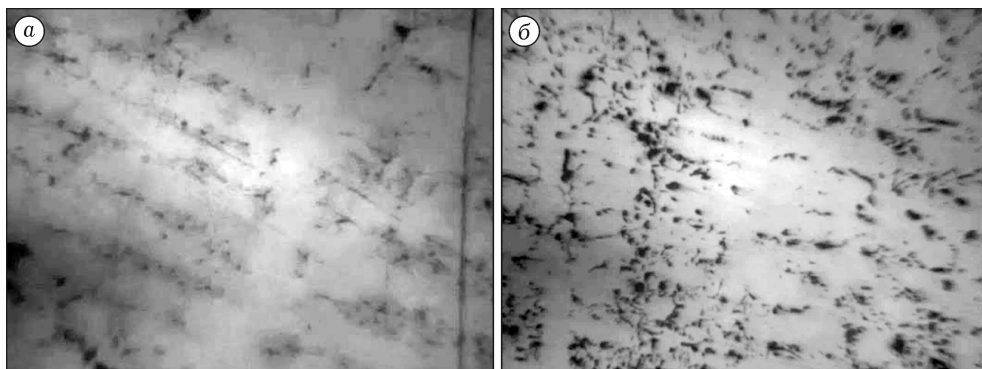


Рис. 6. Микрофотографии образцов, модифицированных в ковше: а – образец 4 (WC, TiC – 0.034 %); б – образец 5 (WC, TiC – 0.062 %). Ув. 400.

ТАБЛИЦА 5

Влияние “естественного старения” на характеристики образцов

Образцы	Исходные образцы		Образцы через 3.5 мес. хранения		Изменение прочности в результате “старения”, %
	Предел прочности при растяжении, МПа	Изменение прочности относительно K, %	Предел прочности при растяжении, МПа	Изменение прочности относительно K ₁ , %	
1	178 (K)		170 (K ₁)		-4.7
2	211	18.5	209	22.9	-0.9
3	209	17.4	205	20.6	-1.9
4	190	6.7	220	29.4	15.8
5	180	1.1	213	25.3	18.3

ТАБЛИЦА 6

Влияние концентрации модификатора на коррозионную стойкость образцов (масса металла в форме № 3 19 кг)

Образцы	Марка чугуна	Модификатор	Концентрация керамической фазы, %	Формовочная смесь	Потеря массы (25 % HCl, 24 ч, 23 °C), %	Увеличение относительной коррозионной стойкости, раз
1	СЧ-20	–	–	ПГС	10.3	0
2	СЧ-20	M2	0.009	ПГС	10.3	0
3	СЧ-20	M2	0.025	ПГС	7.1	1.45
4	СЧ-20	M2	0.050	ПГС	7.2	1.42
5	СЧ-30	M2	0.060	ХТС	7.5	1.37
6	СЧ-30	M2	0.080	ХТС	6.4	1.61
7	СЧ-20	M2	0.100	ПГС	6.2	1.66
8	СЧ-20	M2	0.200	ПГС	4.0	2.58

Применяли модификатор M2, исследовали концентрации керамической фазы модификатора в пределах 0.009–0.2 %.

В пределах концентраций керамической фазы 0.025–0.2 % относительная коррозионная стойкость в 25 % соляной кислоте увеличилась в 1.4–2.6 раза (образцы 3–8, табл. 6).

ВЫВОДЫ

1. Модифицирование в форме № 2.

1.1 Применение модификатора M2 (концентрация керамической фазы 0.033 %) при внутрiformенном модифицировании серого чугуна способствует увеличению прочности при растяжении на 18.5 %, относительной коррозионной стойкости в соляной кислоте – на 13.7 %, но снижает твердость на 6.6 % относительно контрольного образца. При концентрации керамической фазы модификатора 0.013 % увеличива-

ются и твердость (на 11.3 %) и прочность при растяжении (на 17.4 %), относительная коррозионная стойкость повышается на 7.2 %.

1.2 При обработке расплава в ковше модификатором M2 (концентрация керамической фазы 0.034 %) прочность при растяжении увеличилась на 6.7 %, твердость – на 2.8 %; относительная коррозионная стойкость в соляной кислоте выросла на 44.1 %.

1.3 При обработке металла в ковше модификатором M1 (концентрация керамической фазы 0.062 %) прочность при растяжении увеличилась незначительно (на 1.1 %), твердость – на 9.6 %, относительная коррозионная стойкость – на 37.6 %.

1.4 После 3.5 мес. хранения прочность при растяжении контрольного образца и образцов, модифицированных в форме, практически не изменилась, а прочность образцов, модифицированных в ковше (концентрации керамических частиц 0.034 и 0.062 %), увеличилась примерно на 16–18 %.

2. Модифицирование в форме № 3.

2.1 Относительная коррозионная стойкость образцов чугуна в соляной кислоте в пределах концентраций керамической фазы 0.025–0.2 % увеличилась в 1.4–2.6 раза.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что при исследовании процессов модифицирования серого чугуна модификаторами, содержащими нанодисперсные керамические фазы, необходимо учитывать не только концентрации и состав модификаторов, но и различные технологические параметры (конструкция, объем литейной формы, способ введения модификаторов и другие).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 Задиранов А. Н., Кац А. М. Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов. М.: Изд-во Рос. ун-та дружбы народов, 2007. 228 с.
- 2 Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение: Учебн. для высш. техн. учеб. заведений. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.
- 3 Родионов Е. М. Технологические основы конструирования деталей оптических приборов [Электронный ресурс] / URL: <http://www.studfiles.ru/preview/819951/>
- 4 Крушенко Г. Г., Ямских И. С., Бонченков А. А., Мишин А. С. // *Металлургия машиностроения*. 2002. № 2. (9). С. 20–21.
- 5 Жуков М. Ф., Черский И. Н., Черепанов А. Н., Коваленко Н. А., Сабуров В. П., Галевский Г. В., Андрианова О. А., Крушенко Г. Г. Упрочнение металлических, полимерных и эластомерных материалов ультрадисперсными порошками плазмохимического синтеза. Новосибирск: Наука, 1999. 312 с.
- 6 Сабуров В. П., Черепанов А. Н., Жуков М. Ф., Галевский Г. В., Крушенко Г. Г., Борисов В. Т. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов. Новосибирск: Наука, 1995. 384 с.
- 7 Хрычиков В. Е., Калинин В. Т., Кривошеев В. А., Доценко Ю. В., Селиверстов В. Ю. // *Литейное производство*. 2007. № 7. С. 2–5.
- 8 Пинкин В. Ф., Каренгин А. Г., Осиненко С. А. // *Литейное производство*. 1994. № 3. С. 7.
- 9 Влас М. И., Калинин В. Т., Хрычиков В. Е., Кривошеев В. А., Меняйло Е. В., Кондрат А. А. // *Системные технологии*. 2010. № 1(66). С. 150–162.
- 10 Полубояров В. А., Коротаева З. А., Селютин Г. Е., Гаврилов Ю. Ю. // *Перспективные материалы*. 2009. № 3. С. 351–361.
- 11 Пат. 2344180 РФ, 2009.
- 12 Hall E. O. // *Proc. Phys. Soc. London. Ser. B*. 1951. Vol. 64, No. 1. P. 747–753.
- 13 Petch N. J. // *J. Iron and Steel Inst.* 1953. Vol. 174. P. 25–28.
- 14 Миркин Л. И. Физические основы прочности и пластичности (Введение в теорию дислокаций). М.: МГУ, 1968. 538 с.
- 15 Полубояров В. А., Коротаева З. А., Жданок А. А., Кузнецов В. А., Степанова Н. В. // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 2014. № 6. С. 20–24.
- 16 Полубояров В. А., Коротаева З. А., Жданок А. А., Кузнецов В. А., Самохин А. В. // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 2015. № 8. С. 561–566.
- 17 Пат. 2508249 РФ, 2014.
- 18 Полубояров В. А., Коротаева З. А., Жданок А. А., Кузнецов В. А., Самохин А. В. // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 2015. № 58 (10). С. 728–734.
- 19 Poluboyarov V. A., Korotaeva Z. A., Zhdanok A. A., Kuznetsov V. A. // *J. Sib. Fed. University. Engineering & Technologies*. 2016. No. 9(1). P. 117–125.

