
УДК 52.334.4:669.35-404

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕМАТИЧЕСКОЙ ВЯЗКОСТИ И УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЧУГУНОВ ИЧХ28Н2 И ИЧ300Х25Ф4 В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ

© 2024 Н. И. Синицин^{1,*}, О. А. Чикова¹, М. Г. Потапов²,
В. С. Цепелев¹, В. В. Вьюхин¹

¹Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

²МГТУ им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

E-mail: n.i.sinitsin@urfu.ru

Поступила в редакцию 03.06.2024 г.

После доработки 22.08.2024 г.

Принята к публикации 23.09.2024 г

Представлены результаты экспериментального исследования температурных зависимостей кинематической вязкости и удельного электросопротивления износостойких чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ300Х25Ф4 в жидком состоянии. Кинематическую вязкость определяли методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом. Удельное электросопротивление измеряли методом вращающего магнитного поля. Измерения проведены в режиме двух последовательных нагревов образцов от 1300 до 1650 °С. После первого измерения образец кристаллизовали и охлаждали до температуры 25 °С со скоростью 1 °С/с. Второе измерение проводили без извлечения образца из лабораторной установки и изменения атмосферы. Результаты измерения температурных зависимостей кинематической вязкости и удельного электросопротивления обсуждаются в рамках представлений о микронеоднородном строении жидких чугунов. Обнаружен гистерезис температурных зависимостей вязкости и электросопротивления, полученных при первом нагреве образцов до 1550 °С, что служит косвенным свидетельством разрушения микронеоднородностей. Отсутствие гистерезиса при втором нагреве образца после кристаллизации подтверждает необратимый характер разрушения микронеоднородностей. Сделан вывод о рекомендованном режиме высокотемпературной обработки расплава (ВТОР) износостойких чугунов, предполагающем нагрев расплава до 1550 °С. Нагрев жидких износостойких чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ300Х25Ф4 до 1550 °С приводит к разрушению микронеоднородностей, вследствие чего при последующем охлаждении и кристаллизации формируется улучшенная микроструктура слитка.

Ключевые слова: износостойкие чугуны, кинематическая вязкость, удельное электросопротивление, аномалии температурных зависимостей, ВТОР

DOI: 10.31857/S0235010624060051

ВВЕДЕНИЕ

Износостойкие чугуны – это сложнлегированные сплавы Fe–Cr–C с высоким содержанием углерода (до 4 %) и хрома (до 30 %), детали из этих сплавов обладают высоким сопротивлением износу и окислению. Функциональные характеристики

износостойких чугунов обусловлены наличием высокотвердых карбидов хрома в микроструктуре [1]. Традиционными путями достижения функциональных характеристик микроструктуры являются – подбор химического состава, скорости кристаллизации или режима термической обработки [2]. Известно что легирование ванадием (износостойкий чугун марки ИЧ300Х25Ф4) и никелем (износостойкий чугун марки ИЧХ28Н2) положительно влияет на микроструктуру отливок [3].

Технология износостойкого чугуна направлена на обеспечение прочной связи карбидной фазы с матрицей. Технология должна обеспечить комплекс мероприятий, к которым относятся подготовка исходных шихтовых материалов и получение качественного расплава, его обработка модифицирующими материалами, а также высокотемпературная обработка расплава (ВТОР), предполагающая нагрев жидкого металла до определенной температуры. Кроме того, на формирование структуры отливки влияют условия кристаллизации и последующая термическая обработка [4]. На опыте показана рациональность использования ВТОР износостойких чугунов для повышения абразивной и ударно-абразивной износостойкости отливок. Например, отливка-образец из ИЧХ28Н2 обладает наибольшей абразивной и ударно-абразивной износостойкостью, когда расплав был выдержан в жидком состоянии при температуре 1420 °С в течение 15 минут. Повышение температуры выдержки до 1520 °С приводит к уменьшению микротвердости основы и эвтектики и повышению микротвердости карбидов хрома [5]. Показана рациональность использования ВТОР износостойких чугунов для достижения стабильности механических свойств отливок [6].

Авторы работы [7] предположили, что перегрев жидкого чугуна выше температуры 1500 °С при последующем охлаждении и кристаллизации приводит к уменьшению размеров карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$, что обусловлено рекристаллизацией в двухфазной области. Обнаруженное изменение структуры и свойств отливок износостойких чугунов после ВТОР связывают с существованием композиционно стабильных кластеров (микронеоднородностей) в расплаве в интервале от температуры плавления до ≈ 1500 °С, что объясняется высоким сродством хрома и углерода и наличием тугоплавкого карбида Cr_7C_3 [7]. Научное обоснование выбора режима ВТОР основано на представлениях физической химии металлургических процессов о микронеоднородном строении металлических сложнелегированных расплавов. Обсуждение структурных переходов, связанных с необратимым разрушением микронеоднородностей при нагреве расплава до определенной для каждого состава температуры T^* , делает это возможным. Измерение температурных зависимостей вязкости, плотности, электросопротивления и поверхностного натяжения расплава позволяет определить температуру структурного перехода – T^* , объяснив ее температурно индуцированным структурным переходом [8], обусловленным разрушением микронеоднородностей. Аномалии температурных зависимостей структурно чувствительных свойств металлических расплавов – вязкости, плотности, электросопротивления и поверхностного натяжения вызваны эволюцией микронеоднородностей при изменении температуры расплава.

Очевидная классификация структурных переходов и связанных с ними аномалий структурно чувствительных свойств расплава основана на известном представлении о масштабе микронеоднородностей в жидких металлических сплавах. Микронеоднородности, которые возникают вследствие преобладающего взаимодействия односортовых или разноразных атомов, соответствуют нарушению ближнего порядка в расположении атомов (SRO) и диапазону 2–5 Å. Микронеоднородное состояние

металлических расплавов, которое обусловлено сегрегацией атомов флуктуационной природы без четких межфазных границ (кластерами), связано с нарушением среднего порядка (MRO) и диапазоном 5–20 Å. Микрогетерогенное состояние расплава, которое характеризуется наличием дисперсных частиц, обогащенных одним из компонентов, которые взвешены в окружающей среде иного состава с четкой межфазной поверхностью, соответствует нарушению дальнего порядка (LRO) и диапазону более 20 Å. [9]. Определение температуры изменения структурного состояния расплава T^* осуществляется путем анализа температурных и временных зависимостей структурно чувствительных свойств расплавов, таких как удельное электросопротивление и кинематическая вязкость. Температура структурного перехода T^* определяется по наличию на температурной зависимости аномалий в виде изломов или гистерезиса свойств, измеренных в режиме нагрева и охлаждения [9].

Гипотеза о микронеоднородности расплавов Fe–C соответствующей нарушению дальнего порядка (LRO) сформулирована А.А. Вертманом и А.М. Самариним на основании данных седиментационного эксперимента, опыты по центрифугированию жидкого чугуна показали, что размер дисперсных (коллоидных) частиц обогащенных углеродом близок к 10 нм [10]. Представления о микронеоднородном строении расплавов Fe–Cr–C изначально были основаны на данных исследования их структурно чувствительных свойств: вязкости, магнитной восприимчивости, электросопротивления, плотности и поверхностного натяжения. П.В. Гельд, Б.А. Баум, М.С. Петрушевский предположили существование в расплавах Fe–Cr–C двух типов сиботаксических групп, одни из которых обогащены хромом и углеродом, а другие – железом. Сиботаксисы возникают вследствие преобладающего взаимодействия односортовых или разносортовых атомов, соответствуют нарушению ближнего порядка в расположении атомов (SRO) [11].

Таким образом, актуально провести специальное исследование температурных зависимостей кинематической вязкости и удельного электросопротивления в жидком состоянии износостойких чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ300Х25Ф4 в интервале температур от 1300 до 1650°C. С целью выяснения восстанавливается исходная (литая без применения ВТОР) структура расплава после кристаллизации и повторного нагрева образца, измерение необходимо провести дважды на одном и том же образце без разгерметизации рабочей камеры установки: 1-й нагрев исходного образца в интервале температур от 1300 до 1650°C, охлаждение до кристаллизации, затем охлаждение металла до 25°C без разгерметизации рабочей камеры установки; 2-й нагрев образца в интервале температур от 1300 до 1650°C, охлаждение до кристаллизации металла. Результаты исследования будут иметь практическую значимость для разработки оптимальных режимов ВТОР износостойких чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ300Х25Ф4, направленных на повышение функциональных характеристик изделий.

МЕТОДЫ И МАТЕРИАЛЫ

Образцы для исследования отобраны от полученных в лабораторных условиях слитков промышленных сплавов марки ИЧХ28Н2 и марки ИЧ300Х25Ф4. Химический состав образцов определен с помощью спектрометра с искровым источником возбуждения спектра (SPECTROMAXx, SPECTRO Analytical Instruments GmbH, Германия) и приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав образцов

Сплав	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Mo, %	Ni, %	V, %	Fe, %	Ост., %
ИЧХ28Н2	3.0	0.6	0.7	25.1	<0.01	2.0	<0.01	66.5	1.3
ИЧ300Х25Ф4	3.0	0.6	0.3	24.3	0.3	<0.01	3.7	68.0	0.7

Кинематическую вязкость ν жидких износостойких чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ300Х25Ф4 в интервале температур от 1300 до 1650°С измеряли методом крутильных колебаний тигля с расплавом в одно торцевом варианте [12]. Значения ν определяли расчетным путем, наблюдая затухающие крутильные колебания тигля с расплавом, регистрируя период и логарифмический декремент затухания колебаний. Высота расплава в тигле H относительно радиуса тигля R должна составлять $2H \geq 1.85R$, для обеспечения полного затухания вязких волн, распространяющихся от дна тигля к свободной поверхности. Измерения кинематической вязкости расплава проводили на оригинальной установке, описанной в работе [13, 14].

Удельное электросопротивление ρ сплавов в жидком состоянии измеряли по углу закручивания контейнера с исследуемым образцом при отношении высоты образца к диаметру $h/d \approx 1$, подвешенного на упругой нити, под действием вращающего магнитного поля [15–17]. В этом случае угол закручивания подвесной системы φ пропорционален удельной проводимости металла. Измерения удельного электросопротивления проводили на оригинальной установке, описанной в работе [18].

Измерение удельного электросопротивления и кинематической вязкости проведены в интервале температур от 1300 до 1650°С. Рабочую камеру предварительно вакуумировали до 0.001 Па. Затем запускали гелий до давления $\sim 10^5$ Па. Образцы выдерживали в камере с инертной средой в течение 10–15 мин. при температуре 1300°С, затем производился нагрев до 1650°С с шагом 30–40°С. Систематическая погрешность измерения ρ и ν составляла 3%, а случайная погрешность, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при доверительной вероятности $p = 0.95$ не превышала 1.5%. Измерение температурной зависимости удельного электросопротивления и кинематической вязкости было выполнено дважды. После первого измерения образец был закристаллизован и охлажден до температуры 25°С со скоростью 1°С/с. После охлаждения образец был подвергнут повторному нагреву без его извлечения из лабораторной установки и без изменения атмосферы.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Результаты измерения кинематической вязкости и удельного электросопротивления износостойких чугунов марки ИЧХ28Н2 и марки ИЧ300Х25Ф4 в жидком состоянии представлены на рис. 1 и 2. Обнаружен гистерезис (несовпадения значений физических величин в режимах нагрева и охлаждения) температурных зависимостей кинематической вязкости $\nu(T)$ и удельного электросопротивления $\rho(T)$, полученных при первом нагреве образцов до температуры $T^* = 1550^\circ\text{C}$ (рис. 1 и 2). Температура T^* определена как температура начала совпадающего участка температурных зависимо-

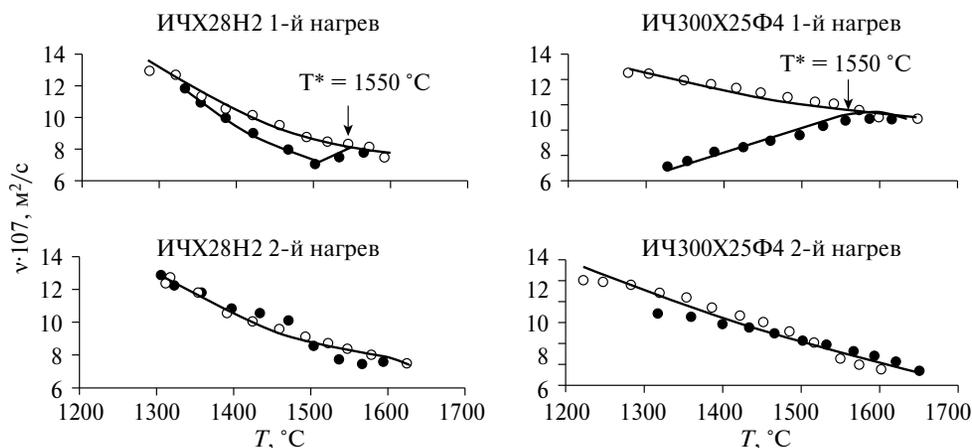


Рис. 1. Температурные зависимости кинематической вязкости расплавов износостойких чугунов в режимах нагрева и охлаждения: ● — нагрев; ○ — охлаждение.

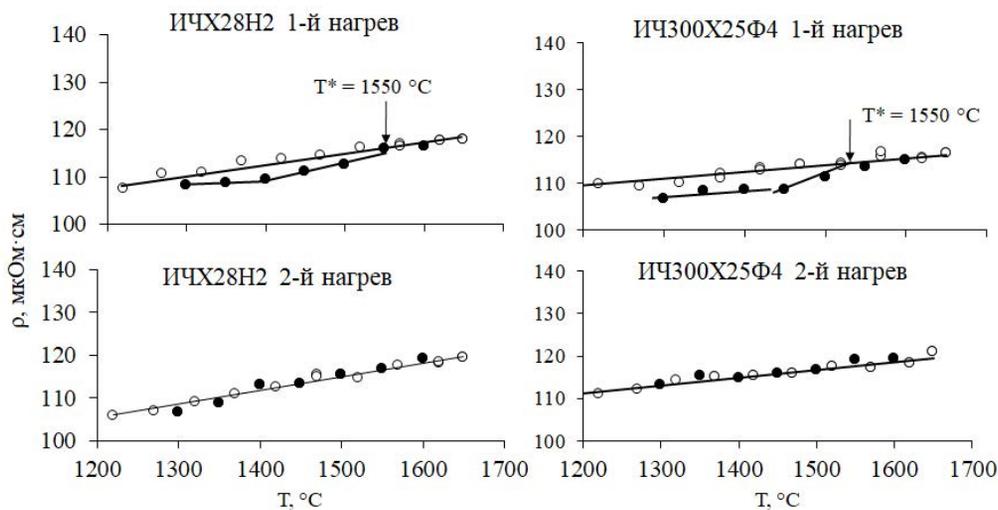


Рис. 2. Температурные зависимости удельного электросопротивления ρ расплавов износостойких чугунов в режимах нагрева и охлаждения: ● — нагрев; ○ — охлаждение

стей вязкости $\nu(T)$ и удельного электросопротивления $\rho(T)$, измеренных в режиме нагрева до 1650°C и последующего охлаждения. Температурные зависимости удельного электросопротивления и кинематической вязкости, полученные при втором нагреве образца до 1650°C и последующем охлаждении, совпадают. Отсутствие гистерезиса температурных зависимостей кинематической вязкости $\nu(T)$ и удельного электросопротивления $\rho(T)$ жидких чугунов марки ИЧХ28Н2 и марки ИЧ300Х25Ф4, полученных при повторном нагреве металла после кристаллизации, может служить косвенным

свидетельством наличия в расплаве необратимого структурного превращения (предположительно связанного с разрушением микронеоднородностей) при его нагреве выше $T^*=1550^\circ\text{C}$, которое не восстанавливается после кристаллизации [9]. Необходимо отметить различие значений температур ликвидуса расплавов чугунов $\sim 80^\circ\text{C}$, которые были определены по данным вискозиметрического эксперимента (рис. 1). Агрегатное состояние сплава (жидкое или твердое) определяли по значениям декремента затухания крутильных колебаний тигля с образцом [19]. Аналогичное различие значений температур ликвидуса расплавов чугунов $\sim 80^\circ\text{C}$ зафиксировано и в резистометрическом эксперименте (рис. 2).

Подробно изучены температурные и концентрационные зависимости вязкости и электросопротивления сплавов Fe–Cr–C в жидком состоянии, их особенности объясняли уменьшением коэффициента активности углерода при повышении концентрации хрома (от 0.6–1.0 при 0% Cr до 0.05–0.1 при 75% Cr) [11]. В расплавах Fe–Cr–C при высоком содержании хрома, атомы углерода в основном находятся в окружении атомов хрома, атомы Cr и C отдают свои внешние валентные электроны в связи, которые носят сложный ковалентно-металлический характер. Формирование локализованных взаимодействий Cr–C приводит к образованию в расплавах сиботаксических комплексов типа Cr_yC или $(\text{Fe,Cr})_y\text{C}$ особенно при $[\text{C}] < 4\text{--}5\%$. На зависимостях $\ln(\nu(T^{-1}))$ в интервале температур 1870–1970 К для расплавов Fe–Cr–C наблюдаются изломы, энергия активации возрастает, что связано с ослаблением прочности связей. Вязкость расплавов Fe–Cr–C хорошо удовлетворяет уравнению Бачинского, что объясняется высокой склонностью их к переохлаждению. В сплавах Fe–Cr–C с 5% углерода наблюдается интенсивный рост вязкости при повышении содержания хрома в интервале 10–20%, энергия активации вязкого течения монотонно возрастает с ростом содержания хрома и достигает в этом интервале составов максимального значения, при дальнейшем увеличении содержания хрома она практически не меняется. Можно предположить, что концентрация комплексов Cr_yC возрастает с ростом содержания хрома и при 30–40% хрома достигает такого значения, что хром и углерод образуют в расплаве карбидный каркас, что вызывает увеличение вязкости [14].

Измерения электросопротивления расплавов хромистых износостойких чугунов Fe–Cr–C показало, что оно слабо зависит от температуры. Наличие прочных связей Cr–C вызывает формирование в расплаве сиботаксических комплексов типа Cr_yC или $(\text{Fe,Cr})_y\text{C}$. Вследствие того, что валентные электроны атомов, входящих в их состав, участвуют в значительной мере в образовании внутренних локализованных связей, концентрация электронов проводимости уменьшается и электросопротивление расплава возрастает. Слабая зависимость электросопротивления расплава от температуры, указывает на то, что существенного разрушения связей Cr–C при этом не происходит. Увеличение электросопротивления расплава с увеличением температуры позволяет полагать, что растущее температурно-независимое рассеяние электронов на примесях (атомы углерода) становится температурно-зависимым из-за роста их числа при нагреве. При этом рассматриваемый эффект и усиливающееся рассеяние на фонах с температурой существенно превышают влияние возможного роста концентрации носителей тока [14].

Результаты измерения кинематической вязкости и удельного электросопротивления износостойких чугунов в жидком состоянии марки ИЧХ28Н2 и марки ИЧ300Х25Ф4 (рис. 1 и 2) согласуются с данными о вязкости и удельном электросопротивлении сплавов Fe–Cr–C в жидком состоянии [11]. Полученные в данной

работе значения кинематической вязкости расплавов износостойких чугунов согласуются с данными о вязкости расплава Fe–15 ат.% Cr–10 ат.% C авторов [20, 21].

Значение температуры, при нагреве расплава до которой происходит необратимое структурное превращение $T^* = 1550^\circ\text{C}$, определенное авторами по данным вискозиметрического (рис. 1) и резистометрического эксперимента (рис. 2) с жидкими чугунами марки ИЧХ28Н2 и марки ИЧ300Х25Ф4, согласуется с результатами работы [7], где установлено, что перегрев жидкого чугуна выше температуры 1500°C при последующем охлаждении и кристаллизации приводит к изменению структуры и свойств отливок износостойких чугунов после ВТОР. Структурное превращение в расплаве чугуна авторы [7] связывают с существованием композиционно стабильных кластеров (микронеоднородностей) в расплаве в интервале от температуры плавления до $\approx 1500^\circ\text{C}$, что объясняется высоким сродством хрома и углерода и наличием тугоплавкого карбида Cr_7C_3 .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Получены данные о температурных зависимостях кинематической вязкости и удельного электросопротивления жидких износостойких чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ300Х25Ф4. Измерение температурной зависимости удельного электросопротивления и кинематической вязкости проведены в режиме двух последовательных нагревов образцов от 1300 до 1650°C . После первого нагрева образец был закристаллизован и охлажден до температуры 25°C со скоростью $1^\circ\text{C}/\text{с}$. После охлаждения образец был подвергнут повторному нагреву без его извлечения из лабораторной установки и без изменения атмосферы. Обнаружен гистерезис (несовпадения значений физических величин в режимах нагрева и охлаждения) температурных зависимостей кинематической вязкости $\nu(T)$ и удельного электросопротивления $\rho(T)$, полученных при первом нагреве образцов до температуры $T^*=1550^\circ\text{C}$. Отсутствие гистерезиса температурных зависимостей кинематической вязкости $\nu(T)$ и удельного электросопротивления $\rho(T)$ жидких чугунов марки ИЧХ28Н2 и марки ИЧ300Х25Ф4, полученных при повторном нагреве металла после кристаллизации, авторы считают свидетельством необратимого структурного превращения в расплавах при $T^*=1550^\circ\text{C}$, которое позволяет сделать вывод о рекомендованном режиме ВТОР износостойких чугунов. Значение температуры, при нагреве расплава до которой происходит необратимое структурное превращение $T^*=1550^\circ\text{C}$, определенное авторами по данным вискозиметрического и резистометрического эксперимента, согласуется с результатами работы [7], где установлено, что перегрев жидкого чугуна выше температуры 1500°C при последующем охлаждении и кристаллизации приводит к изменению структуры и свойств отливок износостойких чугунов после ВТОР.

Статья выполнена в рамках государственной работы № FEUZ-2023-0015.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Wiczerzak K.K., Bała P., Stepień M. et al. The Characterization of Cast Fe-Cr-C Alloy // Archives of Metallurgy and Materials. 2015. **60**. № 2. P. 779–782.
2. Abdel-Aziz K., El-Shennawy M., Omar A. Effect of boron content on metallurgical and mechanical characteristics of low carbon steel // Int. J. Appl. Eng. Res. 2017. **12**. № 14. P. 4675–4686.

3. Efremenko V.G., Shimizu K., Cheiliakh A.P. et al. Effect of vanadium and chromium on the microstructural features of V-Cr-Mn-Ni spheroidal carbide cast irons // *Int. J. Miner. Metall. Mater.* 2014. **21**. № 11. P. 1096–1108.
4. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В. Структура и свойства белых чугунов разных систем легирования // *Вестник Магнитогорского Государственного Технического Университета Им. Г. И. Носова*. 2014. 4. № 48. С. 87–98.
5. Колокольцев В. М., Михалкина И. В., Шевченко А. В. Высокотемпературная обработка расплавов специальных сталей и чугунов // *Литейщик России*. 2016. **9**. С. 18–23.
6. Kolokoltsev V. M., Petrochenko E. V., Molochkova O. S. Influence of aluminium and niobium alloying on phase composition, structure and properties of heat- and wear-resistant cast iron of Cr-Mn-Ni-Ti system // *CIS Iron and Steel Review*. 2021. **22**. P. 55–60.
7. Panichkin A., Wieleba W., Kenzhegulov A. et al. Effect of thermal treatment of chromium iron melts on the structure and properties of castings // *Mater. Res. Express*. 2023. **10**. № 8. 086502.
8. Sun Q.Q., Liu L.J., Li X.F. et al. A new understanding of melt overheating treatment of Sn-20 wt-%Sb from viewpoint of TI-LLST // *Mater. Sci. Technol.* 2009. **25**. № 1. P. 35–38.
9. Чикова О.А. О структурных переходах в сложнелегированных расплавах // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 2020. **63**. № 3–4. С. 261–270.
10. Вертман А.А., Самарин А.М., Якобсон А.М. // *Известия АН СССР. ОТН. Металлургия и топливо*. 1960. **3**. С. 17–21.
11. Гельд П.В., Баум Б.А., Петрушевский М.С. Расплавы ферросплавного производства. М.: Металлургия, 1973.
12. Швидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. М.: Гос. изд-во. технико-теоретической лит-ры, 1955.
13. Тягунов Г. В., Цепелев В. С., Кушнир М. Н., Яковлев Г. Н. // *Заводская лаборатория*. 1980. № 10. С. 919–920.
14. Конашков В.В., Цепелев В.С., Вьюхин В.В. и др. Автоматизированная установка для изучения кинематической вязкости высокотемпературных металлических расплавов // *Приборы и техника эксперимента*. 2011. **54**. № 2. С. 149–150.
15. Регель А.Р. Измерение электропроводности металлов и сплавов во вращающемся магнитном поле // *ЖТФ*. 1948. **16**. № 12. С. 1511–1520.
16. Регель А.Р. Безэлектродный метод измерения электропроводности и возможности его применения для задач физико-химического анализа // *ЖНХ*. 1956. **1**. С. 1271–1277.
17. Рябинина А.В., Кононенко В.И., Ражабов А.А. Безэлектродный метод измерения электросопротивления металлов в твердом и жидком состояниях и установка для его реализации // *Расплавы*. 2009. № 1. С. 36–42.
18. Тягунов Г.В., Баум Б.А., Цепелев В.С. и др. Измерение удельного электрического сопротивления методом вращающегося магнитного поля // *Заводская лаборатория*. 2003. **69**. С. 35–37.
19. Чикова О.А., Шмакова К.Ю., Цепелев В.С. Определение температур фазовых равновесий высокоэнтропийных металлических сплавов вискозиметрическим методом // *Металлы*. 2016. **2**. С. 54–59.
20. Kamaeva L.V., Sterkhova I.V., Lad'yanov V.I. Viscosity and supercooling of Fe-Cr (≤ 40 at % Cr) melts // *Inorg. Mater.* 2012. **48**. № 3. P. 318–324.
21. Sterkhova I.V., Kamaeva L.V., Lad'yanov V.I. Viscosity of the eutectic Fe_{85-x}Cr₁₅C_x ($x=10-17$) melts // *Phys. Chem. Liquids*. 2020. **58**. № 5. P. 559–565.

STUDY OF KINEMATIC VISCOSITY AND SPECIFIC ELECTRICAL RESISTANCE OF WEAR-RESISTANT CAST IRONS ICHKH28N2 AND ICH300KH25F4 IN LIQUID STATE

N. I. Sinitsyn^{1,*}, O. A. Chikova¹, M. G. Potapov², V. S. Tsepelev¹, V. V. Vyukhin¹

¹Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

²MSTU named after G.I. Nosov, Magnitogorsk, Russia

E-mail: n.i.sinitsin@urfu.ru

The results of an experimental study of the temperature dependences of the kinematic viscosity and specific electrical resistance of wear-resistant cast irons ИЧХ28Н2 and ИСН300КН25F4 in the liquid state are presented. The kinematic viscosity was determined by the method of damped torsional oscillations of a crucible with a melt. Specific electrical resistance was measured by the rotating magnetic field method. The measurements were carried out in the mode of two successive heatings of the samples from 1300 to 1650°C. After the first measurement, the sample was crystallized and cooled to a temperature of 25 °C at a rate of 1 °C/s. The second measurement was carried out without removing the sample from the laboratory setup and changing the atmosphere. The results of measuring the temperature dependences of kinematic viscosity and specific electrical resistance are discussed in the context of the concept of the microheterogeneous structure of liquid cast irons. Hysteresis of the temperature dependences of viscosity and electrical resistance obtained during the first heating of the samples to 1550°C was detected, which serves as indirect evidence of the destruction of microheterogeneities. The absence of hysteresis during the second heating of the sample after crystallization confirms the irreversible nature of the destruction of microheterogeneities. A conclusion is made on the recommended mode of high-temperature melt treatment (HTMT) of wear-resistant cast irons, which involves heating the melt to 1550°C. Heating of liquid wear-resistant cast irons ИСНХ28N2 and ИСН300КН25F4 to 1550°C leads to the destruction of micro-inhomogeneities, as a result of which, upon subsequent cooling and crystallization, an improved microstructure of the ingot is formed.

Keywords: wear-resistant cast irons, kinematic viscosity, specific electrical resistance, anomalies of temperature dependences, HTMT

REFERENCES

1. Wierzchak K.K., Bała P., Stępień M. et al. Effect of vanadium and chromium on the microstructural features of V-Cr-Mn-Ni spheroidal carbide cast irons // Archives of Metallurgy and Materials. 2015. **60**. № 2. P. 779–782.
2. Abdel-Aziz K., El-Shennawy M., Omar A. Effect of boron content on metallurgical and mechanical characteristics of low carbon steel // Int. J. Appl. Eng. Res. 2017. **12**. № 14. P. 4675–4686.
3. Efremenko V.G., Shimizu K., Cheiliakh A.P. et al. Effect of vanadium and chromium on the microstructural features of V-Cr-Mn-Ni spheroidal carbide cast irons // Int. J. Miner. Metall. Mater. 2014. **21**. № 11. P. 1096–1108.
4. Kolokoltsev V.M., Petrenko E.V. Структура и свойства белых чугунов разных систем легирования [Structure and properties of white cast irons of different alloying systems] // Bulletin of Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov. 2014. **4**. № 48. P. 87–98. [In Russian].

5. Kolokoltsev V.M., Mikhalkina I.V., Shevchenko A.V. Vysokotemperaturnaya obrabotka rasplavov spetsial'nykh staley i chugunov [High-temperature treatment of melts of special steels and cast irons] // Liteyshchik Rossii. 2016. **9**. P. 18–23. [In Russian].
6. Kolokoltsev V.M., Petrochenko E.V., Molochkova O.S. Influence of aluminium and niobium alloying on phase composition, structure and properties of heat- and wear-resistant cast iron of Cr-Mn-Ni-Ti system // CIS Iron and Steel Review. 2021. **22**. P. 55–60.
7. Panichkin A., Wieleba W., Kenzhegulov A. et al. Effect of thermal treatment of chromium iron melts on the structure and properties of castings // Mater. Res. Express. 2023. **10**. № 8. 086502.
8. Sun Q.Q., Liu L.J., Li X.F. et al. A new understanding of melt overheating treatment of Sn-20 wt-%Sb from viewpoint of TI-LLST // Mater. Sci. Technol. 2009. **25**. № 1. P. 35–38.
9. Chikova O.A. O strukturnykh perekhodah v slozhnolegirovannykh rasplavakh // Izv. vuzov Chernaya metallurgiya. 2020. **63**. № 3–4. P. 261–270. [In Russian].
10. Vertman A.A., Samarin A.M., Yakobson A.M. // Izvestiya AN SSSR. Metallurgiya i toplivo. 1960. **3**. P. 17–21. [In Russian].
11. Gel'd P.V., Baum B.A., Petrushevskiy M.S. Rasplavy ferrosplavnogo proizvodstva [Ferroalloy production melts]. M.: Metallurgiya, 1973. [In Russian].
12. Shvidkovskiy E.G. Nekotoryye voprosy vyazkosti rasplavlennykh metallov [Some questions of the viscosity of molten metals]. M.: Gos. izd-vo tekhnicheskoy i teoreticheskoy literatury, 1955. [In Russian].
13. Tyagunov G.V., Tsepelev V.S., Kushnir M.N., Yakovlev G.N. // Zavodskaya laboratoriya. 1980. № 10. P. 919–920. [In Russian].
14. Konashkov V.V., Tsepelev V.S., V'yukhin V.V. i dr. Avtomatizirovannaya ustanovka dlya issledovaniya kinematicheskoy vyazkosti vysokotemperaturnykh metallicheskiykh rasplavov [Automated setup for studying the kinematic viscosity of high-temperature metallic melts] // Pribory i tekhnika eksperimenta. 2011. **54**. № 2. P. 149–150. [In Russian].
15. Regel A.R. Izmereniye elektroprovodnosti metallov i splavov vo vrashchayushchemsya magnitnom pole [Measurement of electrical conductivity of metals and alloys in a rotating magnetic field] // ZhTF. 1948. **16**. № 12. P. 1511–1520. [In Russian].
16. Regel A.R. Bezelektroodnyy metod izmereniya elektroprovodnosti i vozmozhnosti ego primeneniya dlya zadach fiziko-himicheskogo analiza // ZhNKh.. 1956. **1**. P. 1271–1277. [In Russian].
17. Ryabinina A.V., Kononenko V.I., Razhabov A.A. Bezelektroodnyy metod izmereniya elektrosoprotivleniya metallov v tverdom i zhidkom sostoyaniyakh i ustanovka dlya yego osushchestvleniya [Electrodeless method for measuring the electrical resistance of metals in solid and liquid states and the installation for its implementation] // Rasplavy. 2009. № 1. P. 36–42. [In Russian].
18. Tyagunov G.V., Baum B.A., Tsepelev V.S. i dr. Izmerenie udel'nogo elektricheskogo soprotivleniya metodom vrashchayushchegosya magnitnogo polya // Zavodskaya laboratoriya. 2003. **69**. P. 35–37. [In Russian].
19. Chikova O.A., Shmakova K.YU., Tsepelev V.S. Opredeleniye temperatur fazovogo ravnovesiya vysokoentropiynykh metallicheskiykh splavov viskozimetricheskim metodom [Tsepelev V.S. Determination of phase equilibrium temperatures of high-entropy metallic alloys by the viscosimetric method] // Metally. 2016. **2**. P. 54–59. [In Russian].
20. Kamaeva L.V., Sterkhova I.V., Lad'yanov V.I. Viscosity and supercooling of Fe-Cr (≤ 40 at % Cr) melts // Inorg. Mater. 2012. **48**. № 3. P. 318–324.
21. Sterkhova I.V., Kamaeva L.V., Lad'yanov V.I. Viscosity of the eutectic Fe_{85-x}Cr₁₅C_x ($x=10-17$) melts // Phys. Chem. Liquids. 2020. **58**. № 5. P. 559–565.