



УДК 669.017: 669.162.275.12

DOI 10.17073/0368-0797-2024-5-579-592



Оригинальная статья

Original article

МИКРОГЕТЕРОГЕННОЕ СТРОЕНИЕ ЖИДКИХ ЧУГУНОВ ИЧХ28Н2, ИЧ310Х24М2Ф4ТР

В. С. Цепелев¹, Н. И. Синицин¹, О. А. Чикова¹,
М. Г. Потапов², В. В. Вьюхин¹

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

² Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова (Россия, 455000, Челябинская обл., Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

✉ chik63@mail.ru

Аннотация. Приведены оригинальные экспериментальные данные о вязкости и удельном электросопротивлении жидких чугунов ИЧХ28Н2, ИЧ310Х24М2Ф4ТР. Результаты измерений рассмотрены в рамках представлений о микрогетерогенности металлических расплавов. Жидкий чугун в микрогетерогенном состоянии понимался как дисперсная система, состоящая из дисперсных частиц Fe – 30 % Сг, распределенных в дисперсионной среде Fe – 3 % С. Представления о коллоидной микронеоднородности (микрогетерогенности) расплавов Fe – С впервые сформулированы А.А. Вертманом и А.М. Самариным более 80 лет назад и нашли еще одно подтверждение в данной работе. Привнесение теоретических подходов реологии дисперсных систем в анализ температурных зависимостей вязкости микрогетерогенных расплавов позволило оценить параметры микрогетерогенности: объемную долю и их размер. Определение объемной доли дисперсных частиц проводилось по уравнению Тейлора для вязкости дисперсных систем и размера дисперсных частиц в рамках представлений теории абсолютных скоростей реакций. Анализ температурных зависимостей удельного электросопротивления микрогетерогенных расплавов в рамках теории явлений переноса (в данном случае проводимости) в неоднородных средах (микрогетерогенных расплавах) дал возможность оценки объемной доли дисперсных частиц. Объемную долю дисперсных частиц по данным об удельном электросопротивлении жидких чугунов определяли из уравнения Оделева для проводимости неоднородных сред. Установлены размер кластера из соотношения величин удельного электросопротивления расплава при температуре ликвидус и температуре анализа с учетом известных данных для длины свободного пробега и коэффициент рассеяния электронов жидкого железа. Величина объемной доли дисперсных частиц в жидких чугунах составила 0,2 – 0,1 вблизи температуры ликвидус. С повышением температуры объемная доля дисперсных частиц уменьшается. Размер кластера в жидком чугуне составил около 3 нм вблизи температуры ликвидус, с повышением температуры размер кластера снижается до 1 – 2 нм. Полученные результаты имеют практическое значение: повышение эксплуатационных свойств отливок из чугунов возможно путем высокотемпературной обработки расплава (ВТОР) с целью изменения условий кристаллизации и получения модифицированной структуры. Исследования микрогетерогенного строения жидких чугунов и оценка параметров микрогетерогенности позволит обосновать и предложить оптимальный режим ВТОР с целью повышения эксплуатационных характеристик изделий из износостойких чугунов, легированных хромом.

Ключевые слова: расплав, чугуны, микрогетерогенность, проводимость неоднородных сред, вязкость дисперсий, дисперсные частицы, температурная обработка расплава, кинематическая вязкость, удельное электросопротивление

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

Для цитирования: Цепелев В.С., Синицин Н.И., Чикова О.А., Потапов М.Г., Вьюхин В.В. Микрогетерогенное строение жидких чугунов ИЧХ28Н2, ИЧ310Х24М2Ф4ТР. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(5):579–592.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-5-579-592>

MICROHETEROGENEOUS STRUCTURE OF LIQUID CAST IRONS IChKh28N2 AND ICh310Kh24M2F4TR

V. S. Tsepelev¹, N. I. Sinitsin¹, O. A. Chikova¹✉,M. G. Potapov², V. V. V'yukhin¹¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russian Federation)² Nosov Magnitogorsk State Technical University (38 Lenina Ave., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region 455000, Russian Federation)

✉ chik63@mail.ru

Abstract. The paper presents original experimental data on the viscosity and electrical resistivity of liquid cast irons IChKh28N2 and ICh310Kh24M2F4TR.

The authors discuss the measurement results within the framework of the concept of metal melts microheterogeneity. Liquid cast iron in a microheterogeneous state is considered as a dispersed system consisting of dispersed Fe – 30 % Cr particles distributed in a Fe – 3 % C dispersion medium. The concept of colloidal microheterogeneity (microheterogeneity) of Fe–C melts was first formulated by Wertman & Samarin more than 80 years ago and found another confirmation in this work. The introduction of theoretical approaches to the rheology of dispersed systems into the analysis of the temperature dependences of the viscosity of microheterogeneous melts made it possible to estimate the parameters of microheterogeneity: the volume fraction and size of dispersed particles. The volume fraction of dispersed particles was determined using the Taylor equation for the viscosity of dispersed systems and size of dispersed particles – within the framework of the theory of absolute reaction rates. Analysis of the temperature dependences of microheterogeneous melts electrical resistivity within the framework of the theory of transport phenomena (in this case, conductivity) in inhomogeneous media (microheterogeneous melts) made it possible to estimate the volume fraction of dispersed particles. The volume fraction of dispersed particles based on data on the electrical resistivity of liquid cast iron was determined using the Odelevsky equation for the inhomogeneous media conductivity. The cluster size was determined by the ratio of the melt electrical resistivity at the liquidus temperature and the analysis temperature, taking into account the known data for the mean free path and the electron scattering coefficient of liquid iron. The volume fraction of dispersed particles in liquid cast iron was 0.2 – 0.1 at the liquidus temperature. With increasing temperature, the volume fraction of dispersed particles decreases. The cluster size in liquid cast iron was about 3 nm at the liquidus temperature, and with increasing temperature the cluster size decreased to 1 – 2 nm. The results obtained are of practical importance: increasing the performance properties of cast iron castings is possible by high-temperature melt treatment (HTMT) in order to change the crystallization conditions and obtain a modified structure. Studies of the microheterogeneous structure of liquid cast irons and assessment of microheterogeneity parameters make it possible to substantiate and propose the optimal HTMT mode in order to improve the performance characteristics of products made of wear-resistant cast irons alloyed with chromium.

Keywords: melt, cast iron, microheterogeneity, conductivity of inhomogeneous media, viscosity of dispersions, dispersed particles, melt temperature treatment, kinematic viscosity, electrical resistivity

Acknowledgements: The article was performed within the framework of state assignment No. FEUZ-2023-0015.

For citation: Tsepelev V.S., Sinitsin N.I., Chikova O.A., Potapov M.G., V'yukhin V.V. Microheterogeneous structure of liquid cast irons IChKh28N2 and ICh310Kh24M2F4TR. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(5):579–592. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-5-579-592>

ВВЕДЕНИЕ

Развитие представлений о микронеоднородном строении металлических сложнолегированных расплавов с практической точки зрения актуально для научного обоснования выбора режима температурно-временной обработки. Обсуждение структурных переходов, связанных с необратимым разрушением микронеоднородностей при нагреве расплава до определенной для каждого состава температуры T^* , делает это обоснование возможным. Измерение температурных зависимостей вязкости, плотности, электросопротивления и поверхностного натяжения расплава позволяет определить температуру T^* , объяснив ее структурным переходом, обусловленным разрушением микронеоднородностей. Многочисленными экспериментами установлено, что после структурного перехода при последующем охлаждении и кристаллизации формируется слиток со структурой, подобной модифицированной, обладающий лучшими механическими характеристиками. Механизм структурных переходов

в жидких сложнолегированных металлических расплавах заключается в разрушении микронеоднородности не только структуры, но и химического состава. Аномалии температурных и концентрационных зависимостей структурно чувствительных свойств металлических расплавов – вязкости, плотности, электросопротивления и поверхностного натяжения вызваны изменением структуры расплава. 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. Микронеоднородное 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 [1]. В работе [2] основное внимание уделяется изучению примесных эффектов, соответствующих SRO в сложнелегированных расплавах, в том числе проводятся исследования структуры и свойств расплавов на основе железа с целью использования для совершенствования технологий получения чугунов и сталей. С методологической точки зрения, наряду с прямым дифракционным исследованием структуры, здесь большой объем информации дают измерения таких физических свойств, как магнитная восприимчивость, удельное электросопротивление, вязкость, плотность. Например, магнитная восприимчивость вместе с удельным электросопротивлением составляет пару электронно-чувствительных свойств, которые позволяют оценить характер ближнего порядка в системе, распределение примесей и легирующие эффекты. Изучение всего комплекса свойств позволяет воздействовать на расплав, применяя малые добавки. Осциллирующий характер их влияния способствует достижению существенных эффектов при помощи малых изменений концентрации. Кроме того, появляется возможность управления структурой расплава и процессом первичной кристаллизации.

Представлены результаты расчета радиусов микрогруппировок вокруг атомов углерода в железе и электронных характеристик разбавленных сплавов Fe–C–O [2]. Представления о кластерном строении металлической жидкости, которое обусловлено сегрегацией атомов флуктуационной природы без четких межфазных границ (кластерами), связано с нарушением MRO и диапазоном 5 – 20 Å, последовательно развиваются Тягуновым Г.В. Кластерное строение металлической жидкости может быть описано в физических терминах, если известны количество, состав и размеры кластеров, число атомов, входящих в кластеры, время жизни кластеров и т. д., при этом кластеры обладают значительными размерами $R_{\text{кл}} \geq (10 - 25) \cdot 10^{-10}$ м [3].

Представления о коллоидном, т. е. микрогетерогенном строении жидких расплавов, которое характеризуется наличием дисперсных частиц, обогащенных одним из компонентов, которые взвешены в окружающей среде иного состава с четкой межфазной поверхностью, соответствуют LRO и диапазону более 20 Å, в отношении эвтектических и монотектических расплавов последовательно развиваются Попелем П.С. [4]. Идея о коллоидном строении эвтектических расплавов впервые предложена Клячко Ю.А. [5], затем ее развивали Залкин В.М., Вертман А.А. и Самарин А.М. с сотрудниками [6 – 9]. Они рассматривали эвтектические расплавы как классические коллоидные системы с дисперсностью частиц порядка 1 – 10 нм. В таком случае, с точки зрения физической химии, расплав представляет собой микрогетерогенную систему. Термины «*микрорасслоенное*» и «*коллоидное состояние*» также используются в том же смысле. Залкин В.М. понимал эвтектические сплавы в жидком состоянии

как термодинамически устойчивое двухфазное состояние (микроэмульсии), обусловленное замедленным растворением одного из компонентов, и постепенно переходящее в состояние истинного (гомогенного) раствора, т. е. как лиофильные двухфазные системы [7]. Переход из состояния микроэмульсии при этом носит обратимый характер: при охлаждении истинного раствора исходная микрогетерогенность восстанавливается. Существование устойчивой двухфазной области вызывало возражения Вертмана А.А. в связи с нарушением правила фаз в эвтектической точке [6]. Однако на несостоятельность этого утверждения указывал еще Френкель Я.И. [10]. В случае, если происходит диспергирование одной из фаз до коллоидного масштаба, появляется дополнительная степень свободы – давление внутри дисперсных частиц или их радиус [11].

Гипотеза о коллоидной микронеоднородности (микрогетерогенности) расплавов Fe–C была сформулирована на основании данных седиментационного эксперимента Вертманом А.А. и Самариным А.М. Проведенные ими совместно с Якобсоном А.М. опыты по центрифугированию жидкого чугуна показали, что радиус группировок атомов углерода близок к 10 нм [12]. В работах Вертмана А.А. и Самарина А.М. коллоидная микронеоднородность (микрогетерогенность) расплава связывается с присутствием неравновесной дисперсной фазы, постепенно растворяющейся в дисперсионной среде [6]. Такая динамическая (флуктуационная) микронеоднородность обладает наследственной структурой ближнего порядка твердых эвтектических фаз, ее время жизни соизмеримо со временем релаксации в расположении атомов. Исследование микронеоднородного (коллоидного) состояния жидких чугунов привело Вертмана А.А. и Самарина А.М. к выводу о неравновесности такого состояния, что объясняло ветвление температурных зависимостей их физических свойств, полученных в режимах нагрева и последующего охлаждения расплава [13]. Залкиным В.М. предполагается ограниченная растворимость углерода в жидком железе, не превышающая 6,5 – 8,5 ат. % [7]. При более высокой концентрации углерода в расплаве самопроизвольно образуются обогащенные углеродом упорядоченные группировки разнородных атомов, близкие по строению к цементиту и являющиеся отдельными фазами. Образование дисперсных частиц цементита в жидких сплавах в этом интервале температур происходит при плавлении сплавов как с цементитом, так и с графитом в исходной структуре, а также при растворении графита в жидком железе. Увеличение содержания углерода в расплаве до более, чем 12,4 – 14,2 ат. %, приводит к появлению субмикрогруппировок атомов углерода, упорядоченных по типу графита [14]. В дальнейшем представления о микрогетерогенном состоянии расплавов Fe–C развивались как о временном, неравновесном состоянии, постепенно переходящем в равновесное

состояние истинного раствора [15]. Представления о микроструктурности расплавов Fe–C позволяют провести анализ причин расхождения температурных зависимостей их кинематической вязкости и удельного электросопротивления на основе представлений теории явлений переноса в неоднородной среде. Как показали эксперименты, размер микрообластей, обогащенных одноименными атомами, достигает десятков нанометров, что существенно превышает масштаб ближнего упорядочения в расплавах и позволяет применять к расчету свойств микроструктурных расплавов известные зависимости теории явлений переноса в неоднородной среде [16]. Авторами ранее использован данный подход для определения температур перехода расплавов Fe–Mn–C от модели изолированных включений к модели взаимопроникающих включений [17], а также температур перехода от гетерогенной системы к однородному раствору [18].

На основе представлений о микроструктурном строении расплавов возможно применение теории о вязкости суспензий для анализа температурных зависимостей кинематической вязкости. Вязкость среды, содержащей дисперсные включения, превышает вязкость чистой жидкости вследствие появления напряжений при движении частиц. В этом случае говорят об эффективной вязкости среды. В случае разбавленных дисперсных систем можно считать, что сила межфазного взаимодействия при медленных режимах обтекания представляет собой силу Стокса, умноженную на число частиц в заданном объеме. Такой подход и использовался Эйнштейном [19; 20] для определения вязкости разбавленных дисперсных систем, содержащих твердые частицы, а так же Тейлором [19] для дисперсии из капель и пузырьков. В другом предельном случае, когда концентрация частиц настолько велика, что реализуется режим плотной упаковки, используют методы теории фильтрования, в основе которых лежит закон Дарси [21; 22].

Применительно к жидким металлам теория Эйнштейна была впервые использована для анализа явления послеплавления [23]. Уравнение Эйнштейна неоднократно использовалось при обсуждении вискозиметрического эксперимента с расплавами металлургического производства. Автор работы [24] отмечает, что повышение вязкости при охлаждении можно отнести на счет укрупнения единиц вязкого течения и кристаллизации. Вязкость суспензии определяется размером частиц дисперсии фазы и ее количеством в расплаве. Применительно к жидким сталям и чугунам было обнаружено, что наличие включений в расплаве оказывает существенное влияние на его вязкость [25] и сопротивление [26].

Сплавы с высоким содержанием углерода (до 4 %) и хрома (до 30 %) характеризуются повышенными прочностными характеристиками, в то же время детали из этих сплавов обладают большим сопротивлением

износу и окислению, поэтому их относят к классу износостойких чугунов. Высокие характеристики этих сплавов обусловлены наличием большого количества карбидов хрома, которые обладают высокой твердостью. Именно размер, тип и морфология этих карбидов определяют износостойкость и ударную вязкость. Необходимые микроструктурные характеристики износостойких чугунов достигаются путем изменения химического состава, скорости кристаллизации или специальной термической обработкой [27].

В результате исследования влияния ванадия и хрома на микроструктуры белых чугунов, легированных Cr, V, Mn и Ni, выявлено, что ванадий и хром увеличивают общую карбидную долю и количество аустенита в матрице, карбиды ванадия (VC) являются центрами зарождения карбидной эвтектики [28]. Исследование влияния температуры обработки сплава привело авторов работы [29] к выводу, что повышение температуры до 850 °C способствует образованию в микроструктуре вторичных карбидов и мартенсита, что, в свою очередь, и обеспечивает высокие значения твердости. Авторами работы [30] показана рациональность использования термовременной обработки стали и чугуна в жидком состоянии при производстве ответственных отливок с высокой абразивной и ударно-абразивной износостойкостью. В частности, для стали 4X5B2ФСЛ высокотемпературная обработка расплава способствует повышению прочностных свойств на 36 % с одновременным высоким значением износостойкости. Однако для чугуна ИЧХ28Н2 наибольшей абразивной и ударно-абразивной износостойкостью обладает сплав, выдержанный при температуре 1420 °C. Выдержка при температуре 1520 °C приводит к уменьшению микротвердости основы и эвтектики и повышению микротвердости на 400 HV отдельных карбидов хрома.

Предложен рациональный режим получения чугуна ИЧХ28Н2: нагрев расплава до температуры 1470 °C, выдержка в течение 15 мин, охлаждение расплава до температуры заливки, ввод (Ca, Sr)CO₃, а затем лигатуры БФТ-1 в количествах 3 и 4 кг/т соответственно. Применение разработанного метода обработки расплава чугуна оказывает также положительное влияние на жидкотекучесть – основное литейное свойство. Изучено влияние бора на условия кристаллизации жаростойких и износостойких чугунов Fe–C–Cr–Mn–Ni–Ti–Al–Nb [31].

Обнаружено увеличение твердости матрицы высокохромистых чугунов после термической обработки в результате совмещения выделения вторичных карбидов Me₂₃C₆ при дестабилизации и аустенитно-мартенситного превращения при закалке. Кинетические расчеты процесса дестабилизации показали, что при нагреве первыми выделяются вторичные карбиды Me₇C₃, достигающие максимума при 850 °C. При последующих нагреве до 980 °C и выдержке

при этой температуре они полностью превращаются в $Me_{23}C_6$ [32]. При повышении температуры дестабилизации до 1000 °С увеличиваются количество, объем и размер вторичных карбидов (до 2,22 мкм). При 1050 °С и времени выдержки 3 ч размер вторичных карбидов значительно уменьшается с высокой плотностью распределения в матричной фазе, при этом образцы характеризуются лучшей коррозионной стойкостью [33]. Содержание углерода в матрице в зависимости от температуры дестабилизации и последующего растворения эвтектического карбида контролирует температуру начала образования мартенсита и оказывает доминирующее влияние на объемную твердость [34].

В работе [35] приведены данные о фазовом составе и структурообразовании сплавов и оксидных слоев, о распределении элементов по структурным компонентам сплава и поверхности окисления по глубине оксидного и подоксидного слоев, об изменении износостойкости, окалинотойкости, повышении стабильности и механических свойств чугуна системы Cr–Mn–Ni–Ti–Al–Nb в зависимости от различного содержания алюминия и ниобия и теплоаккумулирующей способности литейной формы.

Перегрев жидкого чугуна выше температуры 1500 °С приводит к уменьшению размеров первичных карбидов, при этом в интервале температур между линиями ликвидуса и солидуса обнаружена рекристаллизация первичных карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$, что приводит к значительному уменьшению содержания хрома и увеличению содержания в них железа [36]. Обнаружено изменение структуры и свойств заэвтектических хромистых чугунов после температурной обработки, которое, как полагают авторы работы [36], связано с существованием композиционно стабильных кластеров в расплаве в интервале от температуры плавления до ≈ 1500 °С. Это связано с высоким сродством хрома и углерода и наличием тугоплавкого карбида Cr_7C_3 . Обнаружено, что термообработка расплава в области температур 1260 – 1320 °С (между линиями ликвидус и солидус) приводит к повышению износостойкости, повышение же температуры обработки приводит к снижению износостойкости слитков. Термообработка мелкокристаллических отливок из заэвтектического хромистого железа в диапазоне температур между ликвидусом и солидусом вызывает перекристаллизацию первичных кристаллов карбида $(Cr, Fe)_7C_3$ с изменением их состава,

формы и незначительным увеличением размера. В этом случае доля первичных карбидов увеличивается, а доля эвтектических карбидов уменьшается с понижением температуры термобработки.

Микроструктура слитков Fe–Cr–C включает первичные и вторичные дендриты твердого раствора Fe–Cr, декорированные сложными карбидами $Me_{23}C_6$ и Me_7C_3 [37]. Микроструктура сплава Fe – 34Cr – 4,5C представляет собой обогащенную хромом аустенитную матрицу с карбидами Me_7C_3 , которая сохраняется до температур чуть выше 1150 °С и имеет метастабильный характер [38]. Исходя из этого предполагается, что в жидком состоянии расплав Fe–Cr–C в контексте микрогетерогенного строения можно понимать как дисперсные частицы Fe–Cr, распределенные в дисперсионной среде Fe–C.

Таким образом, жидкий чугун можно рассматривать как коллоидную систему, состоящую из дисперсионной среды и включений. В этом случае к таким системам применимы представления теории явлений переноса в неоднородных средах, а также представления теории о вязкости суспензий. В данной работе поставлена цель из анализа экспериментальных данных о кинематической вязкости и удельном электросопротивлении определить объемную долю дисперсных частиц в расплавах чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ310Х24М2Ф4ТР. Для определения объемной доли дисперсных частиц предполагается использовать известные представления теории вязкого течения суспензий и теории явлений переноса в неоднородных средах.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Экспериментальные методы исследования

В качестве объектов исследования были отобраны образцы промышленных сплавов износостойкого чугуна ИЧХ28Н2, легированного Cr и Ni, а также ИЧ310Х24М2Ф4ТР, легированного Cr, Mo, V и Ti, полученные в лабораторных условиях с соблюдением технологии выплавки износостойких чугунов. Химический состав образцов определен с помощью спектрометра с искровым источником возбуждения спектра (SPECTROMAXx, SPECTRO Analytical Instruments GmbH, Германия) и приведен в таблице. В лабораторных условиях исследовано удельное электросопротивление и кинематическая вязкость данных образцов.

Химический состав образцов

Chemical composition of the samples

Образец	Содержание элементов, мас. %								
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Fe	Ост.
ИЧХ28Н2	3,8	0,6	0,7	25,1	<0,01	2,0	<0,01	66,5	1,3
ИЧ310Х24М2Ф4ТР	2,8	0,6	0,3	23,5	0,4	<0,01	3,7	68,0	0,7

Удельное электросопротивление ρ сплавов износостойких чугунов в жидком состоянии измеряли методом Регеля по углу закручивания контейнера с исследуемым образцом под действием вращающего магнитного поля при отношении высоты образца к диаметру $h/d \approx 1$. Регель А.Р. показал, что угол закручивания подвесной системы ϕ пропорционален удельной проводимости металла, если радиус цилиндрического образца соизмерим с высотой [39 – 41]. Измерения удельного электросопротивления проводили на оригинальной установке, описанной в работе [42].

Кинематическую вязкость ν износостойких чугунов в жидком состоянии измеряли методом крутильных колебаний тигля с расплавом в одном торцевом варианте [43; 44]. Кинематическую вязкость определяли по затухающим крутильным колебаниям тигля с расплавом путем регистрации периода колебаний и логарифмического декремента затухания, затем расчетным путем определяли величину кинематической вязкости исследуемого расплава. При этом высота жидкого сплава должна составлять $2H \geq 1,85R$ относительно радиуса тигля с расплавом для обеспечения полного затухания вязких волн, распространяющихся от дна тигля к свободной поверхности.

Измерение удельного электросопротивления и кинематической вязкости проведены в интервале температур от T_L 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 T_L , затем производили 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 %.

Температуру ликвидус определяли по данным вискозиметрического исследования по резкому изменению логарифмического декремента затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом по методике, описанной в работе [45].

Расчет объемной доли микрогетерогенных включений

Для определения объемной доли включений в жидких чугунах применялся подход на основании теории проводимости неоднородных сред и теоретических представлений о вязкости суспензий. Для этого жидкий чугун понимался как микрогетерогенная система, в которой дисперсные частицы распределены в дисперсионной среде. Для сплавов ИЧХ28Н2 и ИЧ310Х24М2Ф4ТР в жидком состоянии в качестве дисперсионной среды предполагается расплав Fe – 3 % С, а дисперсными частицами является расплав Fe – 30 % Cr.

При анализе результатов вискозиметрического эксперимента жидких чугунов для оценки объемной доли дисперсной фазы ϕ в расплавах применяли уравнение Тейлора [19], полученное для дисперсии, состоящей из капелек и пузырьков:

$$\eta_{\phi} = \eta_2 \left[1 + 2,5\phi \left(\frac{\eta_1 + 0,4\eta_2}{\eta_1 + \eta_2} \right) \right], \quad (1)$$

где η_{ϕ} – эффективная вязкость дисперсии; η_1 и η_2 – вязкость дисперсной и сплошной фаз соответственно.

По полученным экспериментальным данным о температурной зависимости кинематической вязкости ν определяли динамическую вязкость η жидкого чугуна из выражения $\eta = \nu d$. Плотность d жидкого чугуна определялась из аддитивной зависимости от содержания компонента в расплаве X_i и его температурной зависимости плотности d_i .

В жидком состоянии расплав понимался как микрогетерогенная система, состоящая из дисперсных частиц Fe – 30 % Cr и дисперсионной среды Fe – 3 % С. Динамическую вязкость такой системы можно оценить по уравнению Тейлора (1)

$$\eta_{ef} = \eta_{Fe-C} \left[1 + 2,5\phi \left(\frac{\eta_{Fe-Cr} + 0,4\eta_{Fe-C}}{\eta_{Fe-C} + \eta_{Fe-Cr}} \right) \right], \quad (2)$$

где η_{ef} – вязкость жидкого чугуна; η_{Fe-C} – вязкость расплава Fe – С; η_{Fe-Cr} – вязкость расплава Fe – Cr.

Экспериментальные данные о вязкости расплавов Fe – С с содержанием С до 5 % были получены в работе [46] и смоделированы методами молекулярной динамики в работе [47]. Вязкость расплавов системы Fe – Cr до 40 ат. % и $Fe_{85-x}Cr_{15}C_x$ ($x = 10 - 17$ ат. %) была изучена авторами в работах [48; 49]. Известные экспериментальные данные о температурных зависимостях вязкости расплавов Fe – С, Fe – Cr и жидких чугунов аппроксимировались экспоненциальным выражением вида

$$\eta = A \exp \left(\frac{b}{T} \right). \quad (3)$$

Для определения объемной доли дисперсных частиц Fe – С в жидком чугуне было составлено уравнение

$$\eta_{ef} - \eta_{Fe-C} \left[1 + 2,5\phi \left(\frac{\eta_{Fe-Cr} + 0,4\eta_{Fe-C}}{\eta_{Fe-C} + \eta_{Fe-Cr}} \right) \right] = 0. \quad (4)$$

При анализе результатов резистометрического эксперимента с расплавами чугунов для оценки объемной доли дисперсной фазы ϕ в расплавах применяли уравнение Оделевского [50], связывающее электропроводность двухфазной системы σ с электропроводностями растворителя σ_s и дисперсных частиц σ_p :

$$\sigma = \frac{2\sigma_s - \sigma_p + \varphi(3\sigma_p + \sigma_s)}{4} + \sqrt{\left(\frac{2\sigma_s - \sigma_p + \varphi(3\sigma_p + \sigma_s)}{4}\right)^2 + \frac{\sigma_s\sigma_p}{2}}. \quad (5)$$

Экспериментальные данные об удельном электросопротивлении расплавов Fe–C с содержанием до 4,2 % C были получены авторами работы [51]. Экспериментальные данные о сопротивлении расплавов Fe–Cr в широком диапазоне составов исследованы в работе [52]. Известные экспериментальные данные о температурной зависимости удельного электросопротивления расплавов аппроксимировались линейными зависимостями.

Для определения объемной доли дисперсных частиц Fe–C в жидком чугуна было составлено уравнение

$$\sigma_{ef} - \frac{2\sigma_s - \sigma_p + \varphi(3\sigma_p + \sigma_s)}{4} + \sqrt{\left(\frac{2\sigma_s - \sigma_p + \varphi(3\sigma_p + \sigma_s)}{4}\right)^2 + \frac{\sigma_s\sigma_p}{2}} = 0, \quad (6)$$

где $\sigma_{ef} = \frac{1}{\rho_{ef}}$ – проводимость жидкого чугуна; $\sigma_s = \frac{1}{\rho_{Fe-C}}$ – проводимость расплава Fe–C; $\sigma_p = \frac{1}{\rho_{Fe-Cr}}$ – проводимость расплава Fe–Cr.

Уравнения (4) и (6) при известных данных о свойствах двойных систем Fe–C (η_{Fe-C} , σ_s), Fe–Cr (η_{Fe-Cr} , σ_p) и жидкого чугуна (η_{ef} , σ_{ef}) решались относительно объемной доли включений (φ) методом **fsolve** библиотеки **SciPy** в интервале температур 1310 – 1650 °C.

Мольную долю дисперсных частиц определяли, исходя из полученных данных об объемной доле включений по выражению

$$m_i = \frac{n_i}{n_\Sigma}, \quad n_i = \frac{\varphi_i}{M_i} d_i, \quad (7)$$

где m_i , n_i , φ_i , M_i , d_i – мольная доля, число молей на единицу объема, объемная доля, молярная масса и плотность i -го компонента соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты экспериментального исследования кинематической вязкости в интервале температур от T_L до 1650 °C для жидких чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ310Х24М2Ф4ТР представлены на рис. 1. Полученные в данной работе значения кинематической вязкости согласуются с данными о вязкости расплава Fe – 15 ат. % Cr – 10 ат. % C авторов работы [48]. На правой оси того же графика (рис. 1) представлены значения динамической вязкости. Под температурной зависимостью кинематической вязкости приведены экспериментальные и расчетные данные об объемной (правая ось графика) и мольной (левая ось графика)

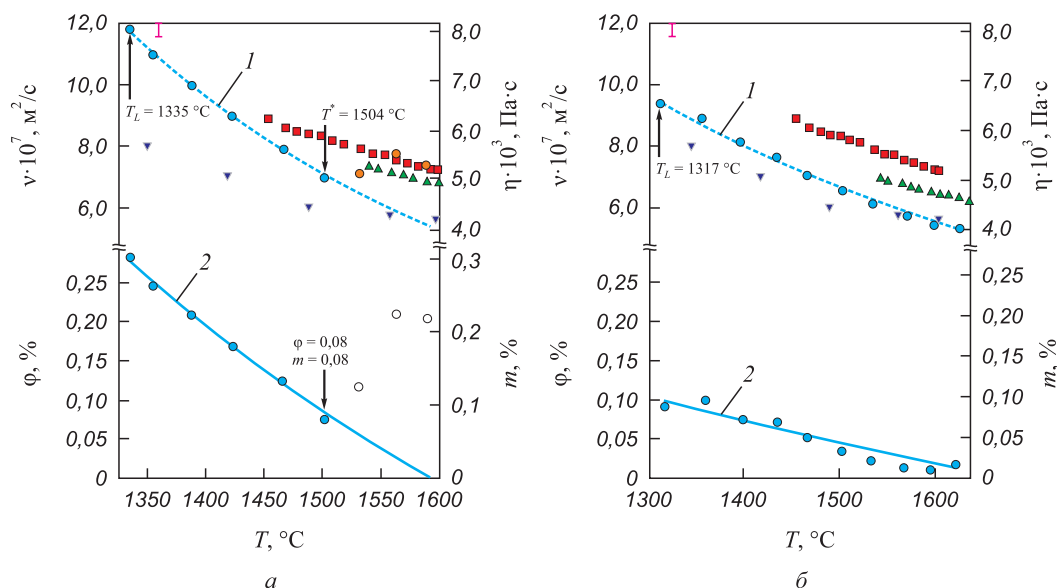


Рис. 1. Температурные зависимости кинематической вязкости (ν), динамической вязкости (η), объемной (φ) и мольной доли (m) гетерогенных включений в жидких чугунах ИЧХ28Н2 (а) и ИЧ310Х24М2Ф4ТР (б):

● – данная работа; ■ – Fe – 15 % Cr – 4 % C [49]; ▲ – Fe – 30 % Cr [48]; ▼ – Fe – 3 % C [46; 47];
1 – аппроксимация; 2 – расчет по уравнению (4)

Fig. 1. Temperature dependences of kinematic viscosity (ν), dynamic viscosity (η), volumetric (φ) and molar fraction (m) of heterogeneous inclusions in liquid cast irons IChKh28N2 (a) and ICh310Kh24M2F4TR (b):

● – this work; ■ – Fe – 15 % Cr – 4 % C [49]; ▲ – Fe – 30 % Cr [48]; ▼ – Fe – 3 % C [46; 47];
1 – approximation; 2 – calculation by equation (4)

долях гетерогенных включений в жидких чугунах. По результатам вискозиметрического исследования определены температуры ликвидус для жидких чугунов по методике, описанной в работе [45]. Температуры ликвидус нанесены на температурные зависимости кинематической вязкости.

При анализе результатов вискозиметрического эксперимента с жидкими чугунами для оценки объемной доли дисперсной фазы ϕ в расплавах применяли подход, предложенный Эйнштейном А. для описания вязкости дисперсных систем [19; 20]. Им рассмотрен случай стесненного обтекания системы сферических частиц потоком жидкости и вводит понятие эффективной вязкости среды. Скорость движения частиц в стесненном потоке зависит не только от их размера, формы, физико-химических свойств среды, но и от объемной концентрации ϕ . Зависимость от объемной концентрации обусловлена гидродинамическим взаимодействием между частицами. Скорость частицы в стесненном потоке, как правило, меньше скорости изолированной частицы. Вязкость среды, содержащей дисперсные включения, превышает вязкость чистой жидкости вследствие появления напряжений при движении частиц. В этом случае говорят об эффективной вязкости среды. Строгого описания закономерностей стесненного движения частиц в вязком потоке до сих пор не существует. Для случая разбавленных дисперсных систем такой подход использовался Эйнштейном [19] для определения эффективной вязкости среды, содержащей твердые частицы, а так же Тейлором [19] для определения дисперсии из капель и пузырьков. Расплав, как микроструктурная система, понимался как дисперсные частицы, обогащенные Cr (Fe – 30 % Cr), распределенные в дисперсионной среде Fe – 3 % C. По известным значениям вязкости расплавов Fe–Cr и Fe–C [46 – 48] и полученным экспериментальным данным о вязкости дисперсной системы из решения уравнения (4) получены значения объемной доли дисперсных частиц (Fe – 30 % Cr) в жидких чугунах. Расчетные значения объемной доли включений (рис. 1) получены из аппроксимированных уравнением (3) температурных зависимостей кинематической вязкости расплавов Fe – 3 % C, Fe – 30 % Cr и жидких чугунов. Значения объемной доли дисперсных частиц, отмеченные символом ● на рис. 1, получены из экспериментальных значений о кинематической вязкости жидких чугунов и аппроксимированных уравнением (3) значений кинематической вязкости дисперсных частиц (Fe – 30 % Cr) и дисперсионной среды (Fe – 3 % C). Мольную долю дисперсных частиц определяли по полученным данным об объемной доле из уравнения (7).

Зависимость кинематической вязкости от температуры для жидкого чугуна ИЧХ28Н2 в интервале от T_L до 1504 °С подчиняется экспоненциальному закону и согласуется с уравнением Аррениуса. В этом же интервале температур объемная и мольная доли сни-

жаются с 0,28 (0,30) до 0,08 (0,08). Однако при температуре выше 1504 °С обнаружено аномальное возрастание кинематической вязкости с повышением температуры (отмечено символом ○ на рис. 1, а), которое сопровождается также аномальным повышением объемной доли дисперсных частиц в жидком чугуне, отклоняющееся от расчетной кривой. Такое поведение может быть связано со структурными изменениями в расплаве. При растворении дисперсных частиц расплав переходит в состояние более однородного раствора, при этом изменяется химический состав дисперсной фазы, что и приводит к аномальному увеличению вязкости. В этом случае уравнение (4) неприменимо для описания вязкого течения однородной системы.

Кинематическая вязкость для жидкого чугуна ИЧ310Х24М2Ф4ТР монотонно снижается при повышении температуры, также монотонно снижается и объемная (мольная) доля гетерогенных включений в жидком чугуне с 0,10 (0,10) при температуре ликвидус до 0,01 (0,01). Это свидетельствует о растворении гетерогенных включений в расплаве с повышением температуры.

По данным вискозиметрического эксперимента проведена оценка размера структурной единицы вязкого течения расплавов чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ310Х24М2Ф4ТР. Использован метод, предложенный в работе [53] для определения размера структурной единицы вязкого течения. Температурная зависимость кинематической вязкости представлена в виде

$$\nu = \frac{BT^{1/2}}{s^{1/2}} \exp\left(\frac{\varepsilon}{kT}\right), \quad (8)$$

где $B = \frac{\pi}{4} \left(\frac{k}{3d}\right)^{1/2}$; s – размер дисперсных частиц.

Получено, что для расплава ИЧХ28Н2 $s = 1,3$ нм, для расплава ИЧ310Х24М2Ф4ТР $s = 1,4$ нм, что по порядку величины согласуется с данными работы [54], полученными для жидкой стали 110Г13Л.

Результаты резистометрического исследования жидких чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ310Х24М2Ф4ТР представлены на рис. 2. Значения удельного электросопротивления показаны на левой оси графика, на правой оси – значения удельной проводимости жидких чугунов. Ниже под экспериментальными данными об удельном электросопротивлении (проводимости) представлены полученные значения объемной (левая ось) и мольной (правая ось) доли дисперсных частиц для жидких чугунов.

Анализ результатов измерения удельного электросопротивления производился на основании представлений теории проводимости неоднородных сред. Жидкий чугун понимался как дисперсные частицы, обогащенные Cr (Fe – 30 % Cr), распределенные в дисперсионной среде Fe – 3 % C. В рамках представлений о прово-

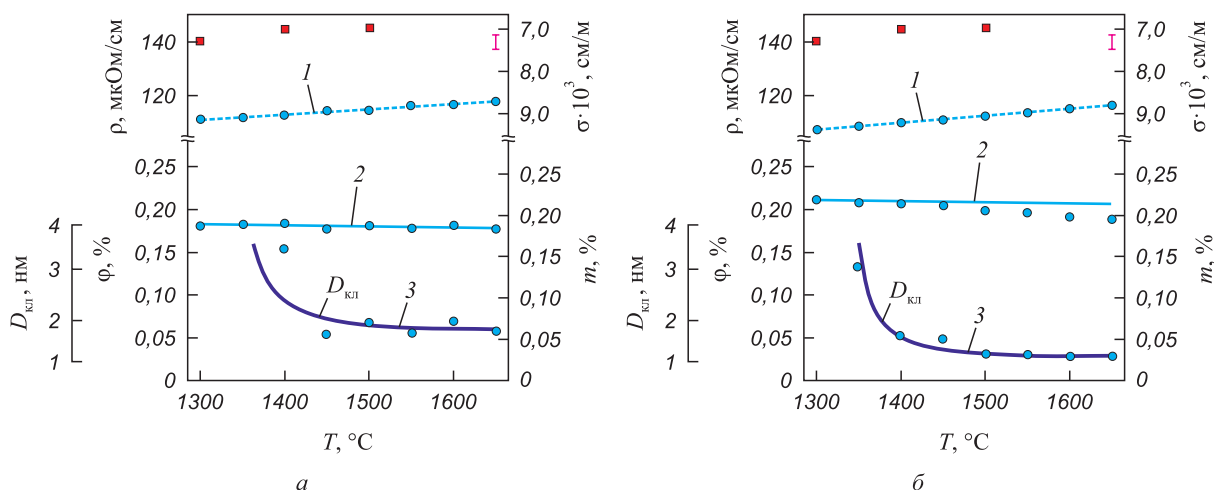


Рис. 2. Температурные зависимости удельного электросопротивления (ρ), удельной проводимости (σ), объемной (ϕ) и мольной (m) доли гетерогенных включений, а также размер кластера, определенный по уравнению (8) в жидких чугунах ИЧХ28Н2 (а) и ИЧ310Х24М2Ф4ТР (б):

● – данная работа; ■ – Fe – 3 % C [51]; 1 – аппроксимация; 2 – расчет по уравнению (6); 3 – расчет по уравнению (8)

Fig. 2. Temperature dependences of electrical resistivity (ρ), conductivity (σ), volume (ϕ)

and molar fraction (m) of heterogeneous inclusions, as well as the cluster size determined by equation (8) in liquid cast irons IChKh28N2 (a) and ICh310Kh24M2F4TR (б):

● – this work; ■ – Fe – 3 % C; 1 – approximation; 2 – calculation by equation (6); 3 – calculation by equation (8)

димости неоднородных средств определена объемная доля дисперсных частиц в жидких чугунах из решения уравнения (6) по известным данным о проводимости ($1/\rho$) дисперсных частиц (Fe – 30 % Cr) [52], дисперсионной среды (Fe – 3 % C) [51] и экспериментальным данным о проводимости жидкого чугуна. Расчетные значения объемной доли (рис. 2) получены из аппроксимированных прямолинейной зависимостью известных экспериментальных данных о температурных зависимостях проводимости Fe – 3 % C, Fe – 30 % Cr и жидких чугунов. Значения объемной доли дисперсных частиц на рис. 2 получены из экспериментальных данных о проводимости жидких чугунов и аппроксимированных прямолинейной зависимостью значений проводимости дисперсных частиц (Fe – 30 % Cr) [52] и дисперсионной среды (Fe – 3 % C) [51]. Вблизи температуры плавления объемная (мольная) доля дисперсных частиц составляет 0,18 (0,19) для ИЧХ28Н2 и 0,21 (0,22) для ИЧ310Х24М2Ф4ТР. С повышением температуры объемная (мольная) дисперсных частиц снижается незначительно.

В работе [55] для микрон неоднородных металлических расплавов предложено следующее выражение:

$$\ln\left(\frac{\rho}{\rho_L}\right) = \frac{l_{ж}}{D_{кл}} \ln\left(\frac{1}{r}\right), \quad (9)$$

где ρ_L , ρ – удельное электросопротивление жидкого железа при температуре ликвидус и температуре анализа соответственно; $l_{ж}$ – длина свободного пробега электронов жидкого железа; $D_{кл}$ – диаметр кластера; r – коэффициент рассеяния электронов проводимости.

Длина свободного пробега электронов в жидком железе уменьшается от 4,63 до 4,28 Å при нагреве расплава от 1400 до 1600 °C. Поскольку коэффициент рассеяния изменяется в пределах $0 < r < 1$, то из выражения (4) следует, что с уменьшением размера кластеров электросопротивление расплава должно расти. Выполненные расчеты показали, что при $t = 1600$ °C величина $r = 0,97$, а при $t = 1800$ °C $r = 0,86$, т. е. при нагреве r уменьшается, а ρ растет. Определенный по уравнению (8) размер кластера (рис. 2) для ИЧХ28Н2 при температуре 1400 °C составляет 3,4 нм и при температуре выше 1600 °C уменьшается до 1,7 нм, а для ИЧ310Х24М2Ф4ТР при температуре 1400 °C составляет 1,7 нм и при температуре выше 1600 °C уменьшается до 1,2 нм. Следовательно, наблюдаемый экспериментально рост электросопротивления жидкого железа при повышении температуры, по-видимому, не связан с изменениями структуры расплава на атомном уровне, а определяется уменьшением количества электронов проводимости. Последнее объясняется увеличением числа электронов, участвующих в укреплении межатомных связей, и обеспечением устойчивости кластеров при их измельчении с ростом температуры.

В итоге, по результатам вискозиметрического и резистометрического исследования установлено, что жидкие чугуны представляют собой дисперсную систему, содержащую вблизи температуры плавления объемную долю дисперсных частиц от 0,28 и 0,10 по данным вискозиметрии для жидких чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧ310Х24М2Ф4ТР соответственно, что соответствует размерам дисперсных частиц от 100 до 10 нм. По данным резистометрии объемная доля дисперс-

ных частиц составляет около 0,20 для жидких чугунов и с повышением температуры существенно не изменяется. Объемной доли 0,20 отвечают дисперсные частицы, имеющие размер около 10 нм. Согласно оценок авторов работы [56], сделанных в рамках квазихимической модели микронеоднородного строения сложнолегированных расплавов [1], мольная доля кластеров в жидких чугунах ИЧХ28Н2 и ИЧ310Х24М2Ф4ТР составляет 0,43 при температуре ликвидус, что значительно выше значений, полученных в данной работе. Исходя из этого можно рассматривать жидкий чугун в качестве микрогетерогенной системы. Повышение температуры приводит к снижению объемной доли дисперсных частиц, что соответствует представлению о разрушении микрогетерогенного состояния с перегревом жидкого расплава выше некоторой температуры.

Выводы

В работе приведены экспериментальные данные температурных зависимостей кинематической вязкости и удельного электросопротивления жидких чугунов в интервале от температуры ликвидус T_L до 1650 °С. Жидкий чугун рассматривался как микрогетерогенная система, характеризующаяся наличием дисперсных частиц, обогащенных одним из компонентов.

По данным о кинематической вязкости жидких чугунов определена объемная доля гетерогенных включений в рамках представлений вязкого течения разбавленных дисперсных систем. Обнаружено, что объемная доля дисперсных частиц в жидких чугунах вблизи температуры плавления составляет 0,28 для ИЧХ28Н2 и 0,1 для ИЧ310Х24М2Ф4ТР. Объемная доля 0,28 соответствует размеру дисперсных частиц ~100 нм, а 0,1 соответствует размеру ~10 нм. Полученный размер дисперсных частиц согласуется с представлениями о микрогетерогенном строении жидких чугунов. С повышением температуры объемная доля дисперсных частиц монотонно снижается до значений 0,08 – 0,01.

Также объемная доля дисперсных частиц определена по данным об удельном электросопротивлении жидких чугунов, которая составила 0,18 для ИЧХ28Н2 и 0,21 для ИЧ310Х24М2Ф4ТР. Полученные значения объемной доли соответствуют размеру дисперсных частиц ~10 нм. С увеличением температуры объемная доля дисперсных частиц снижается незначительно.

Известно, что температурная обработка расплава с целью разрушения микрогетерогенного строения приводит к модифицированию структуры закристаллизованного слитка за счет изменения условий кристаллизации. Однако авторами работ [30; 36] обнаружено, что перегрев расплавов хромистых чугунов приводит к понижению износостойкости слитков. В работе [36]

отмечено, что перегрев расплава выше 1500 °С приводит к разрушению композиционно стабильных кластеров в расплаве, что приводит к изменению структуры и свойств заэвтектических хромистых чугунов после температурной обработки. С целью повышения эксплуатационных свойств в работе [30] предлагается введение дополнительных модификаторов перед выпуском чугуна после термо-временной обработки расплава, а в работе [36] показано, что повысить износостойкость можно температурной обработкой между температурами ликвидус и солидус. Таким образом, исследование расплавов хромистых чугунов в жидком состоянии с точки зрения их микронеоднородного строения позволит приблизиться к пониманию процессов, протекающих в жидком состоянии, и выработать оптимальный режим термообработки расплава с целью повышения его эксплуатационных характеристик.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Чикова О.А. О структурных переходах в сложнолегированных расплавах. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020;63(3–4):261–270.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-3-4-261-270>
Chikova O.A. Structural transitions in complexly alloyed melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020;63(3–4): 261–270. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-3-4-261-270>
2. Сидоров В.Е., Сон Л.Д. Исследование расплавов как основа совершенствования технологий черной металлургии. *Черные металлы*. 2023;(3):58–64.
<https://doi.org/10.17580/chm.2023.03.10>
Sidorov V.E., Son L.D. Research of melts as a basis for improvement of technologies of ferrous metallurgy. *Chernye Metally*. 2023;(3):58–64. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17580/chm.2023.03.10>
3. Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Тягунов А.Г., Мушников В.С., Костина Т.К. О некоторых особенностях структурирования металлических жидкостей. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2018;18(3):16–25.
<https://doi.org/10.14529/met180302>
Tyagunov G.V., Baryshev E.E., Tyagunov A.G., Mushnikov V.S., Kostina T.K. On some structuring features of metallic fluids. *Bulletin of South Ural state university. Series "Metallurgy"*. 2018;18(3):16–25. (In Russ.).
<https://doi.org/10.14529/met180302>
4. Попель П.С. Метастабильная микрогетерогенность расплавов в системах с эвтектикой и монотектикой и ее влияние на структуру сплава после затвердевания. *Расплавы*. 2005;(1):22–48.
Popel P.S. Metastable microheterogenicity of melts in systems with eutectic and monotectic and its effect on the alloy structure after solidification. *Rasplavy*. 2005(1):22–48. (In Russ.).
5. Клячко Ю.А. Опыт коллоидно-химического исследования металлов. Москва: Издательство Академии им. К.Е. Ворошилова; 1935:92.

6. Вертман А.А. Микрогетерогенность металлических расплавов и проблема регулирования свойств отливок. *Физика и химия обработки материалов*. 1967;(3):132–141.
Vertman A.A. Microheterogeneity of metal melts regulation of castings properties. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 1967;(3):132–141. (In Russ.).
7. Залкин В.М. Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления. Москва: Металлургия; 1987:152.
8. Залкин В.М. О двух теориях начальной стадии контактного плавления. *Расплавы*. 2004;(2):93–95.
Zalkin V.M. On two theories describing the initial stage of contact melting. *Rasplavy*. 2004;(2):93–95. (In Russ.).
9. Залкин В.М. О микрогетерогенном строении эвтектических сплавов (растворов) в жидком состоянии. *Журнал физической химии*. 2005; 79(4):763–765.
Zalkin V.M. On microheterogeneous structure of eutectic alloys (solutions) in liquid state (on the 120th anniversary of the term “eutectic”). *Journal of Physical Chemistry*. 2005;79(4):763–765. (In Russ.).
10. Френкель Я.И. Статистическая физика. Москва: Издательство АН СССР; 1948:760.
11. Морохов Д.И., Трусов Л.И., Лаповок В.Н. Физические явления в ультрадисперсных средах. Москва: Энергоатомиздат; 1984:224.
12. Вертман А.А., Самарин А.М., Якобсон А.М. О строении жидких эвтектик. *Известия АН СССР. ОТН. Металлургия и топливо*. 1960;(3):17–21.
Vertman A.A., Samarin A.M., Yakobson A.M. On structure of liquid eutectic. *Izv. AS USSR. OTN. Metallurgiya i toplivo*. 1960;(3):17–21. (In Russ.).
13. Вертман А.А., Самарин А.М., Туровский Б.М. Строение жидких сплавов системы железо-углерод. *Известия АН СССР. ОТН. Металлургия и топливо*. 1960;(6):123–129.
Vertman A.A., Samarin A.M., Turovskii B.M. Structure of liquid alloys of iron-carbon system. *Izv. AS USSR. OTN. Metallurgiya i toplivo*. 1960;(6):123–129. (In Russ.).
14. Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. Москва: Наука; 1969:197.
15. Бродова И.Г., Замятин В.М., Попель П.С., Есин В.О., Баум Б.А., Моисеев А.И., Коршунов И.П., Топчий А.Л., Тихомиров Ю.Г., Поленц И.В. Условия формирования метастабильных фаз при кристаллизации сплавов Al-Zr. *Расплавы*. 1988;(6–2):23–27.
Brodova I.G., Zamyatin V.M., Popel’ P.S., Esin V.O., Baum B.A., Moiseev A.I., Korshunov I.P., Topchii A.L., Tikhomirov Y.G., Polents I.V. Conditions of metastable phases formation during solidification of Al-Zr alloys. *Rasplavy*. 1988;(6–2):23–27. (In Russ.).
16. Дульнев Г.Н., Новиков В.В. Процессы переноса в неоднородных средах. Ленинград: Энергоатомиздат; 1991:248.
17. Синицин Н.И., Чикова О.А., Вьюхин В.В. Удельное электросопротивление расплавов Fe–Mn–C. *Неорганические материалы*. 2021;57(1):89–97.
<https://doi.org/10.31857/S0002337X21010127>
Sinitsin N.I., Chikova O.A., V’yukhin V.V. Resistivity of Fe–Mn–C melts. *Inorganic Materials*. 2021;57(1):86–93.
<https://doi.org/10.1134/S002016852101012X>
18. Чикова О.А., Синицин Н.И., Вьюхин В.В. Электросопротивление сплавов Fe–Mn в жидком состоянии. *Известия вузов. Физика*. 2021;64(6):68–75.
<https://doi.org/10.17223/00213411/64/6/68>
Chikova O.A., Sinitsin N.I., V’yukhin V.V. Electrical resistivity of liquid Fe–Mn alloys. *Russian Physics Journal*. 2021;64:1039–1046.
<https://doi.org/10.1007/s11182-021-02426-y>
19. Библик Е.Е. Реология дисперсных систем. Ленинград: Издательство Ленинградского университета; 1981:172.
20. Хаппель Дж., Бреннер Г. Гидродинамика при малых числах Рейнольдса. Москва: Мир; 1976:630.
Happel J., Brenner H. Low Reynolds Number Hydrodynamics. Springer Dordrecht; 1983:553.
<https://doi.org/10.1007/978-94-009-8352-6>
21. Урьев Н.П. Высококонцентрированные дисперсные системы. Москва: Химия; 1980:149.
22. Реология: Теория и приложения. Пер. с англ. / Под ред. Ф. Эйриха; Под общ. ред. Ю.Н. Работнова и П.А. Ребиндера. Москва: Издательство иностранной литературы; 1962:824.
Rheology. Theory and Applications. Eirich F.R. ed. Vol. 1. New York: Acad. Press; 1956:540.
23. Глазов В.М., Тимошенко В.И. Анализ явления послеплавления в расплавах полупроводников на основе кластерной модели. *Журнал физической химии*. 1981;55(6):1148–1452.
Glazov V.M., Timoshenko V.I. Analysis of the phenomenon of post-melting in semiconductor melts based on the cluster model. *Journal of Physical Chemistry*. 1981;55(6):1148–1452. (In Russ.).
24. Морозов А.А. Технологические свойства и строение титанатных расплавов. *Цветные металлы*. 2002;(8):60–63.
Morozov A.A. Technological properties and structure of titanate melts. *Tsvetnye metally*. 2002;(8):60–63. (In Russ.).
25. Боровых М.А., Вьюхин В.В., Чикова О.А., Цепелев В.С. О влиянии дефектов на вязкость жидких сталей 32Г1 и 32Г2. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015;58(6):402–406. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-6-402-406>
Borovykh M.A., V’yukhin V.V., Chikova O.A., Tsepelev V.S. The influence of defects on the ductility of liquid steel 32G1 and 32G2. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015;58(6):402–406. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-6-402-406>
26. Боровых М.А., Чикова О.А., Цепелев В.С., Вьюхин В.В. О влиянии режима термообработки на удельное электросопротивление расплава стали 35ХГФ. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(3):237–243.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-3-237-243>
Borovykh M.A., Chikova O.A., Tsepelev V.S., V’yukhin V.V. Effect of heat treatment conditions on electrical resistivity of 35KhGF molten steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(3):237–243. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-3-237-243>
27. Abdel-Aziz K., El-Shennawy M., Omar A. Microstructural characteristics and mechanical properties of heat treated high-Cr white cast iron alloys. *International Journal of Applied Engineering Research*. 2017;12(14):4675–4686.
28. Efremenko V.G., Shimizu K., Cheiliakh A.P., Kozarevskaya T.V., Kusumoto K., Yamamoto K. Effect of vanadium and chromium on the microstructural features of V–Cr–Mn–Ni spheroidal carbide cast irons. *International Journal of Mine-*

- rals Metallurgy and Materials*. 2014;21(11):1096–1108. <https://doi.org/10.1007/s12613-014-1014-6>
29. Karantzalis A.E., Lekatou A., Kapoglou A., Mavros H., Dracopoulos V. Phase transformations and microstructural observations during subcritical heat treatments of a high-chromium cast iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2012;21(6):1030–1039. <https://doi.org/10.1007/s11665-011-9995-z>
30. Колокольцев В.М., Михалкина И.В., Шевченко А.В. Высокотемпературная обработка расплавов специальных сталей и чугунов. *Литейщик России*. 2016;(9):18–23. Kolokoltsev V.M., Mikhalkina I.V., Shevchenko A.V. High temperature treatment of special steel and cast iron melts. *Liteishchik Rossii*. 2016;(9):18–23. (In Russ.).
31. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Молочкова О.С. Влияние бора и температурных режимов охлаждения металла в литейной форме на структурно-фазовое состояние жароизносостойких белых чугунов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(11):887–893. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-887-893>
Kolokol'tsev V.M., Petrochenko E.V., Molochkova O.S. Influence of boron modification and cooling conditions during solidification on structural and phase state of heat- and wear-resistant white cast iron. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(11):887–893. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-887-893>
32. Guitar M.A., Nayak U.P., Britz D., Mücklich F. The effect of thermal processing and chemical composition on secondary carbide precipitation and hardness in high-chromium cast irons. *International Journal of Metalcasting*. 2020;14(3):755–765. <https://doi.org/10.1007/s40962-020-00407-4>
33. Quyen Hoang Thi Ngoc, Ngoc Tran Vu Diem, Viet Nguyen Hoang, Hai Nguyen Hong, Ha Le Thu, Nam Nguyen Duong. Effect of residual stress distribution on the formation, growth and coalescence of voids of 27Cr white cast iron under impact loading. *Materials Transactions*. 2022;63(2):170–175. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-M2021161>
34. Le Nué C., Corujeira Gallo S., Vahid A., Wang J., Taherishargh M., Attar H., Fabijanic D., Barnett M. Destabilization treatment and its influence on microstructure and matrix hardness of high-Cr cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2023;54(12):4952–4965. <https://doi.org/10.1007/s11661-023-07216-4>
35. 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;(2):55–60. <https://doi.org/10.17580/cisirs.2021.02.10>
36. Panichkin A., Wieleba W., Kenzhegulov A., Uskenbayeva A., Mamaeva A., Imbarova A., Kvyatkovskii S., Kasanova B. Effect of thermal treatment of chromium iron melts on the structure and properties of castings. *Materials Research Express*. 2023;10(8):086502. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/acead7>
37. Wiczerzak K.K., Bała P., Stępień M., Cios G., Kozieł T. The Characterization of Cast Fe-Cr-C Alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2015;60(2):779–782. <https://doi.org/10.1515/amm-2015-0206>
38. Svensson L.-E., Grefott B., Ulander B., Bhadeshia H.K.D.H. Fe-Cr-C hardfacing alloys for high-temperature applications. *Journal of Materials Sci*. 1986;21(3):1015–1019. <https://doi.org/10.1007/BF0117388>
39. Цепелев В.С. Физика аморфных и нанокристаллических металлических расплавов: методология анализа: Монография. Екатеринбург: Издательство Уральского университета; 2023:208.
40. Регель А.Р. Безэлектродный метод измерения электропроводности и возможности его применения для задач физико-химического анализа. *Журнал неорганической химии*. 1956;1(6):1271–1277.
Regel A.R. An electrodeless method for measuring electrical conductivity and possibility of its application to problems of physico-chemical analysis. *Journal of Inorganic Chemistry*. 1956;1(6):1271–1277. (In Russ.).
41. Рябина 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):36–42.
Ryabina A.V., Kononenko V.I., Razhabov A.A. Nonelectrode method of measurement electrical resistivity of metals in solid and liquid states and installation for its realization. *Rasplavy*. 2009(1):36–42. (In Russ.).
42. Тягунов Г.В., Баум Б.А., Цепелев В.С., Тягунов А.Г., Влох А.Н. Измерение удельного электрического сопротивления методом вращающегося магнитного поля. *Заводская лаборатория*. 2003;69(2):36–38.
Tyagunov G.V., Baum B.A., Tsepelev V.S., Tyagunov A.G., Vlokh A.N. Measurement of electrical resistivity by rotating magnetic field method. *Zavodskaya laboratoriya*. 2003;69(2):36–38. (In Russ.).
43. Швидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. Москва: Гостехиздат; 1955:206.
44. Конашков В.В., Цепелев В.С., Вьюхин В.В., Поводатор А.М., Подольская А.И. Автоматизированная установка для изучения кинематической вязкости высокотемпературных металлических расплавов. *Приборы и техника эксперимента*. 2011;(2):149–150.
Konashkov V.V., Tsepelev V.S., V'yukhin V.V., Povodator A.M., Podol'skaya A.I. A computer-aided plant for studying the kinematic viscosity of high-temperature metallic melts. *Instruments and Experimental Techniques*. 2011;54(2):284–285. <https://doi.org/10.1134/S0020441211020187>
45. Чикова О.А., Шмакова К.Ю., Цепелев В.С. Определение температур фазовых равновесий высокоэнтропийных металлических сплавов вискозиметрическим методом. *Металлы*. 2016;(2):54–59.
Chikova O.A., Shmakova K.Yu., Tsepelev V.S. Determination of phase equilibrium temperatures of high-entropy metal alloys by the viscometric method. *Metaly*. 2016;(2):54–59. (In Russ.).
46. Tanaka T., Hara S. Surface tension and viscosity of liquid iron alloys. *Materia Japan*. 1997;36(1):47–54.
47. Feng G., Jiao K., Zhang J., Gao S. High-temperature viscosity of iron-carbon melts based on liquid structure: The effect of carbon content and temperature. *Journal of Molecular Liquids*. 2021;330:115603. <https://doi.org/10.1016/j.molliq.2021.115603>
48. Kamaeva L.V., Sterkhova I.V., Lad'yanov V.I. Viscosity and supercooling of Fe-Cr (≤ 40 at % Cr) melts. *Inorganic Mate-*

- rials. 2012;48(3):318–324.
<https://doi.org/10.1134/S0020168512030089>
49. Sterkhova I.V., Kamaeva L.V., Lad'yanov V.I. Viscosity of the eutectic $\text{Fe}_{85-x}\text{Cr}_{15}\text{C}_x$ ($x = 10\text{--}17$) melts. *Physics and Chemistry of Liquids*. 2020;58(5):559–565.
<https://doi.org/10.1080/00319104.2019.1616194>
 50. Оделевский В.И. Расчет обобщенной проводимости гетерогенных систем. *Журнал технической физики*. 1951;21(6):667–685.
 Odelevskii V.I. Calculation of generalized conductivity of heterogeneous systems. *Journal of Technical Physic*. 1951;21(6):667–685. (In Russ.).
 51. Ono Y., Hirayama K., Furukawa K. Electric resistivity of molten Fe-C, Fe-Si, and Fe-C-Si alloys. *Tetsu-to-Hagane*. 1974;60(14):2110–2118.
https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.60.14_2110
 52. Кудрявцева Е.Д., Сингер В.В., Радовский И.З. Электронная структура жидких сплавов железа с марганцем, хромом и ванадием. *Известия вузов. Физика*. 1983;(1):55–58.
 Kudryavtseva E.D., Singer V.V., Radovskii I.Z. Electronic structure of liquid alloys of iron with manganese, chromium and vanadium. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 1983;(1):55–58. (In Russ.).
 53. Чикова О.А., Цепелев В.С., Московских О.П. Оценка параметров микрогетерогенной структуры металлических расплавов из результатов вискозиметрического эксперимента на основе представлений теории абсолютных скоростей реакций. *Журнал физической химии*. 2017;91(6):925–930.
 Chikova O.A., Tsepelev V.S., Moskovskikh O.P. Estimating the parameters of the microheterogeneous structure of metal melts according to viscometric experimental data in terms of the absolute reaction rate theory. *Russian Journal of Physical Chemistry A*. 2017;91(6):979–983.
<https://doi.org/10.7868/S0044453717060073>
 54. Чикова О.А., Синицин Н.И., Вьюхин В.В. Параметры микрогетерогенной структуры жидкой стали 110Г13Л. *Журнал физической химии*. 2019;93(8):1138–1146.
<https://doi.org/10.1134/S0044453719080065>
 Chikova O.A., Sinitsin N.I., V'yukhin V.V. Parameters of the microheterogeneous structure of liquid 110G13L steel. *Russian Journal of Physical Chemistry A*. 2019;93(8):1435–1442. <https://doi.org/10.1134/S0044453719080065>
 55. Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Вандышева И.В., Зайцева Н.В., Хоменко А.О. Структура и свойства жидкого железа. *Вестник ЮУрГУ. Серия "Металлургия"*. 2019;19(3):13–23.
 Tyagunov G.V., Baryshev E.E., Vandysheva I.V., Zaitseva N.V., Khomenko A.O. Structure and properties of liquid iron. *Bulletin of SUSU. Series "Metallurgy"*. 2019;19(3):13–23. (In Russ.).
 56. Потапов М.Г., Юмабаев А.А., Гуляев Ю.Е. Классификация комплексно-легированных чугунов по температуре разупорядочения кластеров расплава при разработке режимов ВТОР. *Актуальные проблемы современной науки, техники и образования*. 2022;13(1):31–35.
 Potapov M.G., Babaev A.A., Gulyaev Yu.E. Classification of complex-alloyed cast irons by the temperature of melt clusters disordering during development of TTM. *Actual problems of modern science, technology and education*. 2022;13(1):31–35. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Владимир Степанович Цепелев, д.т.н., профессор, директор Исследовательского центра физики металлических жидкостей, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0003-4195-9042

E-mail: v.s.tsepelev@urfu.ru

Николай Иванович Синицин, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики, старший научный сотрудник Исследовательского центра физики металлических жидкостей, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-6264-6523

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

Ольга Анатольевна Чикова, д.ф.-м.н., профессор кафедры физики, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-3347-9148

E-mail: chik63@mail.ru

Михаил Геннадьевич Потапов, к.т.н., доцент кафедры литейных процессов и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ORCID: 0000-0002-2818-6535

E-mail: potapovmg@mail.ru

Владимир Викторович Вьюхин, старший научный сотрудник Исследовательского центра физики металлических жидкостей, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-0772-8155

E-mail: v.v.vyukhin@urfu.ru

Vladimir S. Tsepelev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Director of the Research Center of Physics of Metallic Liquids, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0003-4195-9042

E-mail: v.s.tsepelev@urfu.ru

Nikolai I. Sinitsin, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof. of the Chair of Physics, Senior Researcher of the Research Center of Physics of Metallic Liquids, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-6264-6523

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

Ol'ga A. Chikova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. of the Chair of Physics, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-3347-9148

E-mail: chik63@mail.ru

Mikhail G. Potapov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Foundry Processes and Materials Science", Nosov Magnitogorsk State Technical University

ORCID: 0000-0002-2818-6535

E-mail: potapovmg@mail.ru

Vladimir V. V'yukhin, Senior Researcher of the Research Center of Physics of Metallic Liquids, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-0772-8155

E-mail: v.v.vyukhin@urfu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. С. Цепелев – теоретическое обоснование исследования металлических расплавов в жидком состоянии, методология исследований кинематической вязкости и удельного электросопротивления жидких чугунов, планирование эксперимента, анализ и интерпретация полученных результатов, предоставление финансовых ресурсов и необходимых материалов для проведения высокотемпературных экспериментов, научное редактирование текста статьи.

Н. И. Синицин – проведение экспериментального исследования жидких чугунов на установке по измерению удельного электросопротивления, первичная обработка полученных данных.

О. А. Чикова – теоретическое обоснование исследования расплавов хромистых чугунов в жидком состоянии с точки зрения их микронеоднородного строения, написание статьи.

М. Г. Потанов – инициатива проведения исследования, формулирование цели и задач исследования, подготовка и аттестация материалов.

В. В. Вьюхин – проведение экспериментального исследования жидких чугунов на установке по измерению кинематической вязкости, первичная обработка полученных данных.

V. S. Tsepelev – theoretical justification for the study of liquid metal melts, methodology for studying the kinematic viscosity and specific electrical resistance of liquid cast iron, experimental planning, analysis and interpretation of results, provision of financial resources and necessary materials for conducting high-temperature experiments, scientific editing of the text.

N. I. Sinitsin – conducting an experimental study of liquid cast iron using a unit for measuring specific electrical resistance, primary processing of the obtained data.

O. A. Chikova – theoretical substantiation of the study of liquid chromium cast iron from the point of their micro-heterogeneous structure, writing the text.

M. G. Potapov – initiating the research, formulating the research goal and objectives, preparation and certification of materials.

V. V. Vyukhin – conducting an experimental study of liquid cast iron using a unit for measuring kinematic viscosity, primary processing of the obtained data.

Поступила в редакцию 28.02.2024

После доработки 19.03.2024

Принята к публикации 23.08.2024

Received 28.02.2024

Revised 19.03.2024

Accepted 23.08.2024