Физико-химические основы металлургических процессов / Physico-chemical basics of metallurgical processes

УДК 669.141.31:669.112.21
DOI 10.17073/0368-0797-2025-5-506-516

CC BY

Оригинальная статья
Original article

Исследование формирования железоуглеродистых расплавов и технологические аспекты науглероживания

А. Г. Гудов[1], **С. П. Бурмасов**[1], **Л. А. Смирнов**[2]

[1] **Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина** (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)
[2] **АО Уральский институт металлов** (Россия, 620062, Екатеринбург, ул. Гагарина, 14)

a.g.gudov@urfu.ru

Аннотация. На основе результатов вискозиметрических исследований закономерностей формирования прецизионных железоуглеродистых расплавов обоснована необходимость учета структурного состояния исходного железного расплава и углеродного материала при разработке оптимальной технологии науглероживания. Рассматривая величину кинематической вязкости и стабильность значений этого структурно-чувствительного свойства как показатели степени неравновесности структурного состояния железоуглеродистого расплава, авторы показывают, что оптимальным решением следует считать науглероживание жидкого железа с преимущественно ГЦК-подобной структурой ближнего порядка. Этому может способствовать ввод углерода в состав шихты, форсированный нагрев и плавление с формированием расплава при значительном перегреве над температурой ликвидус. С привлечением данных рентгеноструктурного анализа экспериментально установлено, что при использовании для науглероживания углеродных материалов, подвергнутых графитации, целесообразно снижение доли аморфной фазы, увеличение размера кристаллитов и степени графитации, повышение структурной однородности. Экспериментально установленное различие характеров формирования расплава при науглероживании чистого железа и в случае одновременного раскисления и науглероживания высокоокисленного металла связано с процессом дезактивации поверхности углеродного материала кислородом, степень развития которого зависит от реакционной способности углеродного материала и снижается при увеличении степени его графитации и уменьшении дефектности кристаллической структуры. При одновременном раскислении и науглероживании высокоокисленного железа установлена значительная роль типа раскислителя, что связано с разным парциальным влиянием используемых материалов на структурное состояние расплава железа и с разной степенью нейтрализации влияния кислорода на процесс дезактивации поверхности частиц науглероживателя.

Ключевые слова: железоуглеродистый расплав, структурное состояние, науглероживание, структура углеродного материала, тип раскислителя

Благодарности: Авторы выражают благодарность Мурзину А.В. за ценные замечания при обсуждении работы.

Для цитирования: Гудов А.Г., Бурмасов С.П., Смирнов Л.А. Исследование формирования железоуглеродистых расплавов и технологические аспекты науглероживания. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(5):506–516.
https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-5-506-516

Formation of iron-carbon melts and technological aspects of carburization

A. G. Gudov[1], **S. P. Burmasov**[1], **L. A. Smirnov**[2]

[1] **Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin** (19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russian Federation)
[2] **JSC "Ural Institute of Metals"** (14 Gagarina Str., Yekaterinburg 620062, Russian Federation)

a.g.gudov@urfu.ru

Abstract. Based on the results of viscometric studies of the patterns of precision iron-carbon melts formation, the need to take into account the structural state of the initial iron melt and the carbon material when developing the optimal carburization technology is substantiated. Considering the kinematic viscosity value and stability of the values of this structure-sensitive property as indicators of the non-equilibrium degree of the iron-carbon melt structural state, it is shown that the optimal solution should be considered to be the carburization of liquid iron with a predominantly fcc-like short-range

 © А. Г. Гудов, С. П. Бурмасов, Л. А. Смирнов, 2025

order structure, which can be facilitated by introducing carbon into the charge composition, forced heating and melting with the formation of a melt with significant overheating above the liquidus temperature. Using the data of *X*-ray structural analysis, it was experimentally established that when using carbon materials subjected to graphitization for carburization, it is advisable to reduce the proportion of the amorphous phase, increase the size of crystallites and the graphitization degree, and improve the structural homogeneity. The experimentally determined difference in the nature of melt formation during carburization of pure iron and in the case of simultaneous deoxidation and carburization of highly oxidized metal is associated with the process of deactivation of the carbon material surface by oxygen, the development degree of which depends on reactivity of the carbon material and decreases with an increase in the degree of its graphitization and a decrease in the defectiveness of the crystal structure. During the simultaneous deoxidation and carburization of highly oxidized iron, a significant role of the deoxidizer type was established, which is associated with the different partial influence of the materials used on structural state of the iron melt and with the different neutralization degree of the effect of oxygen on deactivation of the surface of carburizer particles.

Keywords: iron-carbon melt, structural state, carburization, structure of carbon material, type of deoxidizer

Acknowledgements: The authors express their gratitude to Murzin A.V. for valuable comments during the discussion of the work.

For citation: Gudov A.G., Burmasov S.P., Smirnov L.A. Formation of iron-carbon melts and technological aspects of carburization. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(5):506–516. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-5-506-516

Введение

Науглероживание стало неотъемлемым элементом при производстве стали современными высокоинтенсивными технологиями. Это повышает актуальность изучения закономерностей формирования железоуглеродистых расплавов, так как формирование равновесного структурного состояния расплава перед кристаллизацией – необходимое условие реализации максимального уровня эксплуатационных свойств металла [1 – 4]. Различная степень завершения процесса релаксации неравновесности структурного состояния расплава, вызванной науглероживанием, приводит к возрастанию неоднородности металла и нестабильности его свойств [5; 6]. Именно с недостаточным вниманием к этому фактору может быть связано то, что использование современных технологических схем производства стали, несмотря на возрастание возможностей по рафинированию металла от нежелательных примесей, не гарантирует стабильности и повышенного уровня эксплуатационных свойств металлопродукции [7].

Современные методы оценки степени неравновесности структурных состояний расплавов железа базируются на изучении структурно-чувствительных свойств расплавов, в частности на методе вискозиметрии. При этом более высокой степени равновесности структурного состояния расплава фиксированного состава, в большинстве случаев, ставятся в соответствие более высокий уровень значений кинематической вязкости и большая стабильность значений этого структурно-чувствительного свойства [1 – 4].

В результате ранее проведенных исследований [8] авторами была установлена возможность существования для расплавов железа спектра подобных структурных состояний и повышение стабильности одного из них при формировании раствора с углеродом. С целью углубления представлений о закономерностях науглероживания железа были продолжены исследования формирования прецизионных железоуглеродистых расплавов с использованием метода вискозиметрии. Исследования проводили в вакуумном высокотемпературном вискозиметре в атмосфере особо чистого гелия (>99,9999 %), используя для определения кинематической вязкости расплава метод крутильных колебаний тигля с металлом, особенностью которого является оказание минимального возмущающего воздействия на структурное состояние расплава. Результаты экспериментов на данном этапе позволяют отметить ряд факторов, учет которых необходим при разработке параметров оптимальной технологии науглероживания железа.

Влияние структурного состояния исходного расплава железа

На рис. 1 представлены результаты исследования методом вискозиметрии процесса формирования расплава чистого железа при 1873 К, полученного путем

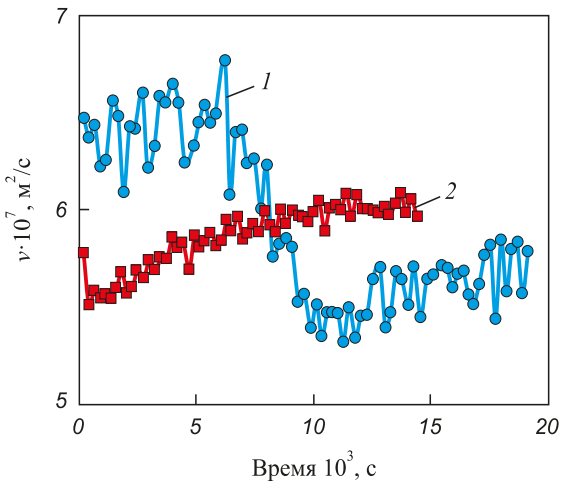

Рис. 1. Результаты исследования методом вискозиметрии динамики формирования расплава чистого железа в случае разных режимов нагрева и плавления: *1* – режим *1*; *2* – режим *2* (материал тигля – BeO)

Fig. 1. Results of the viscometric study of dynamics of pure iron melt formation in the case of different heating and melting modes: *1* – mode *1*; *2* – mode *2* (crucible material – BeO)

реализации многоступенчатой технологии рафинирования карбонильного железа водородом. Были использованы два температурных режима при нагреве до 1873 К:

– режим *1*: изотермическая выдержка в течение 900 с при температуре 1473 К (в области термодинамической устойчивости γ-Fe) с последующим форсированным нагревом до 1873 К за 120 с;

– режим *2*: выдержка в течение 1200 с вблизи температуры плавления (в области термодинамической устойчивости δ-Fe), приближенное к равновесному, медленное плавление в течение 8400 с при минимальном перегреве над температурой плавления, далее нагрев до 1873 К со средней скоростью 2 К/мин.

Полученные данные указывают на существенное влияние режима нагрева и плавления на структурное состояние формируемого расплава железа. На взгляд авторов, различие структурных состояний расплава может быть связано с «наследованием» разных структур ближнего порядка исходного твердого металла. В первом случае повышенная величина значений кинематической вязкости после плавления может быть связана с более плотноупакованной структурой преимущественно ГЦК-подобной координации атомов. Во втором случае «наследуется» преимущественно ОЦК-подобный характер микрогруппировок. При этом можно обратить внимание, что в реализованных термодинамических условиях для расплава чистого железа структурное состояние с преимущественно ГЦК-подобной координацией атомов является относительно неустойчивым и в ходе изотермической выдержки при 1873 К имеет место переход в преимущественно ОЦК-подобное структурное состояние. Значительная высокочастотная колебательная составляющая изменения кинематической вязкости в случае форсированного нагрева может быть связана с существенной микронеоднородностью формируемого структурного состояния расплава, обусловленной частичным превращением γ-Fe в δ-Fe в связи с фактическим наложением двух фазовых переходов и с сосуществованием ГЦК и ОЦК-подобных микрогруппировок.

Реализация науглероживания железа с использованием отмеченных режимов нагрева и плавления может быть поставлена в соответствие формированию раствора углерода в разных структурных состояниях расплава исходного железа. Представленные на рис. 2, *а* результаты свидетельствуют, что формирование железоуглеродистого расплава с использованием первого режима нагрева и плавления позволяет реализовать структурное состояние с существенно более высоким значением кинематической вязкости, что согласно наиболее распространенным на данный момент представлениям может быть поставлено в соответствие более равновесному структурному состоянию расплава. В определенной мере на это указывает и анализ сравнительной устойчивости реализованных структурных состояний железоуглеродистого расплава: для структурного состояния с более низким значением кинематической вязкости очевидна тенденция перехода в состояние с более высоким значением как в условиях изотермической выдержки при 1873 К, так и в условиях последующего охлаждения от 1873 К до кристаллизации (рис. 2, *б*).

Вышеизложенное позволяет сделать вывод, что при науглероживании железа оптимальным следует рассматривать науглероживание жидкого железа с преиму-

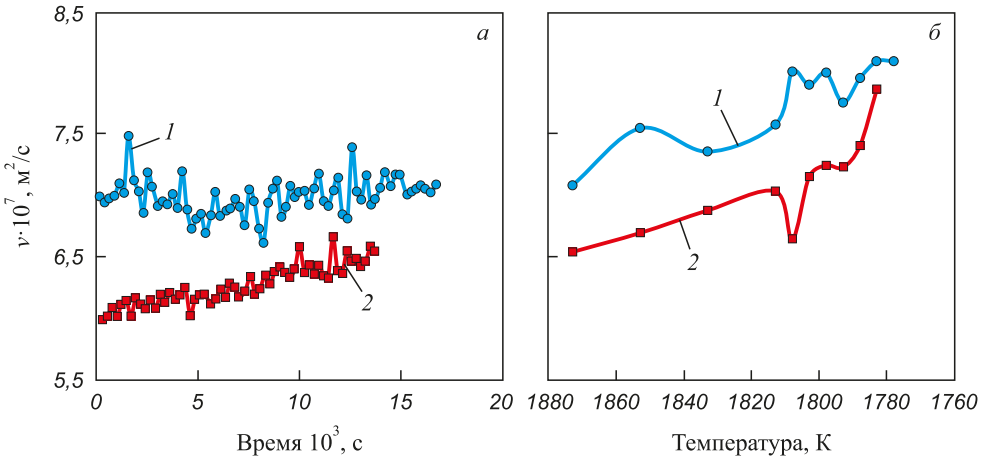

Рис. 2. Результаты исследования методом вискозиметрии динамики формирования расплава Fe – 0,1 % C в случае разных режимов нагрева и плавления:
1 – режим *1*; *2* – режим *2* (материал тигля – BeO, науглероживатель – алмазный порошок);
а – изотермическая выдержка при 1873 К; *б* – последующее ступенчатое охлаждение до кристаллизации с изотермической выдержкой при каждой температуре 600 с

Fig. 2. Results of the viscometric study of dynamics of the Fe – 0.1 % C melt formation in the case of different heating and melting modes:
1 – mode *1*; *2* – mode *2* (crucible material – BeO, carburizer – diamond powder);
a – isothermal holding at 1873 K; *б* – subsequent stepwise cooling to crystallization with isothermal holding at each temperature for 600 s

щественно ГЦК-подобной структурой ближнего порядка. Хотя, возможно, значительную, если не ключевую, роль играет неустойчивость и неравновесность исходного структурного состояния, чему способствует существенно неравновесный режим плавления.

Влияние структуры углеродного материала

С точки зрения различий качества науглероживателя в настоящее время основное внимание обращается на его состав и, прежде всего, содержание углерода (или зольность) и концентрацию азота. На взгляд авторов, следует обратить внимание и на структуру углеродного материала. Именно с разной структурой может быть, прежде всего, связано влияние типа использованного углеродного материала на характер формирования расплава и реализуемое структурное состояние после науглероживания железа (рис. 3).

Опираясь на результаты рентгеноструктурного анализа (табл. 1), при сопоставлении углеродных материалов, повергнутых графитации (графитов разных марок (ГМЗ, ГИИ-А) и электродного боя), можно отметить, что снижению величины кинематической вязкости формируемого железоуглеродистого расплава и, соответственно, исходя из доминирующих представлений, повышению неравновесности структурного состояния расплава способствуют увеличение доли аморфной фазы (вероятно, как результат использования неграфитирующего связующего или его частичной графитации), уменьшение величины области когерентного рассеяния (размера кристаллита) и степени графитации (степени трехмерного упорядочения в кристаллите) [9].

На то, что определяющее значение имеет именно не тип графитового материала, а его структура, указывают и представленные на рис. 4 результаты экспериментов по науглероживанию идентичного железа чистого конвертерного (ЖЧК) графитом ГИИ-А трех разных производителей. Кроме подтверждения характера влияния отмеченных выше параметров структуры графита (табл. 2) на уровень вязкости формируемого железоуглеродистого расплава, можно отметить существенное влияние неоднородности исходной структуры графита на время релаксации неравновесности структурного состояния расплава после ввода добавки графита и на величину высокочастотной колебательной составляющей изменения кинематической вязкости, которая может быть поставлена в соответствие степени микронеоднородности расплава. Максимальная неоднородность структуры графита, характеризующаяся сочетанием относительно низкодефектной кристаллической фазы и большой долей аморфной фазы (рис. 4, *б*), приводит к максимальной микронеоднородности

Таблица 1. **Результаты рентгеноструктурного исследования углеродсодержащих материалов**

Table 1. **Results of *X*-ray structural analysis of carbon materials**

Название материала	Номер фазы	Название соединения (минералогическое название)	Пространственная группа симметрии	Количество, %	Область когерентного рассеяния, нм	Параметры решетки, нм	Степень графитации
Графит ГИИ-А	*1*	Graphite-2H	$P6_3/mmc$	47,13	29	a = 0,2459; c = 0,6789	0,53
	2	Graphite-3R	R-3m	25,72	21	a = 0,2456; c = 1,0300	0,08
	3	Аморфная фаза	–	27,15	–	–	–
Графит ГМЗ	*1*	Graphite	$P6_3/mmc$	100,00	87	a = 0,2460; c = 0,6731	0,87
Антрацит	*1*	Graphite-2H	$P6_3/mmc$	16,36	2,04	a = 0,2200; c = 0,6952	–
	2	Graphite-3R	R-3m	83,64	1,62	a = 0,2474; c = 1,2035	–
Стеклоуглерод	*1*	Graphite-2H	$P6_3/mmc$	60,53	1,45	a = 0,2127; c = 0,7471	–
	2	Graphite-3R	R-3m	39,47	3,24	a = 0,2438; c = 1,0310	0,04
Электрод (бой)	*1*	Graphite-2H	$P6_3/mmc$	18,00	2000	a = 0,2463; c = 0,6714	0,97
	2	Graphite-2H	$P6_3/mmc$	82,00	2000	a = 0,2438; c = 0,6757	0,72
Алмазный порошок	*1*	Diamond	$Fd3m$	97,72	1260	a = 0,3567	–
	2	Diamond-n	$R3$	2,28	45	a = 0,3610	–

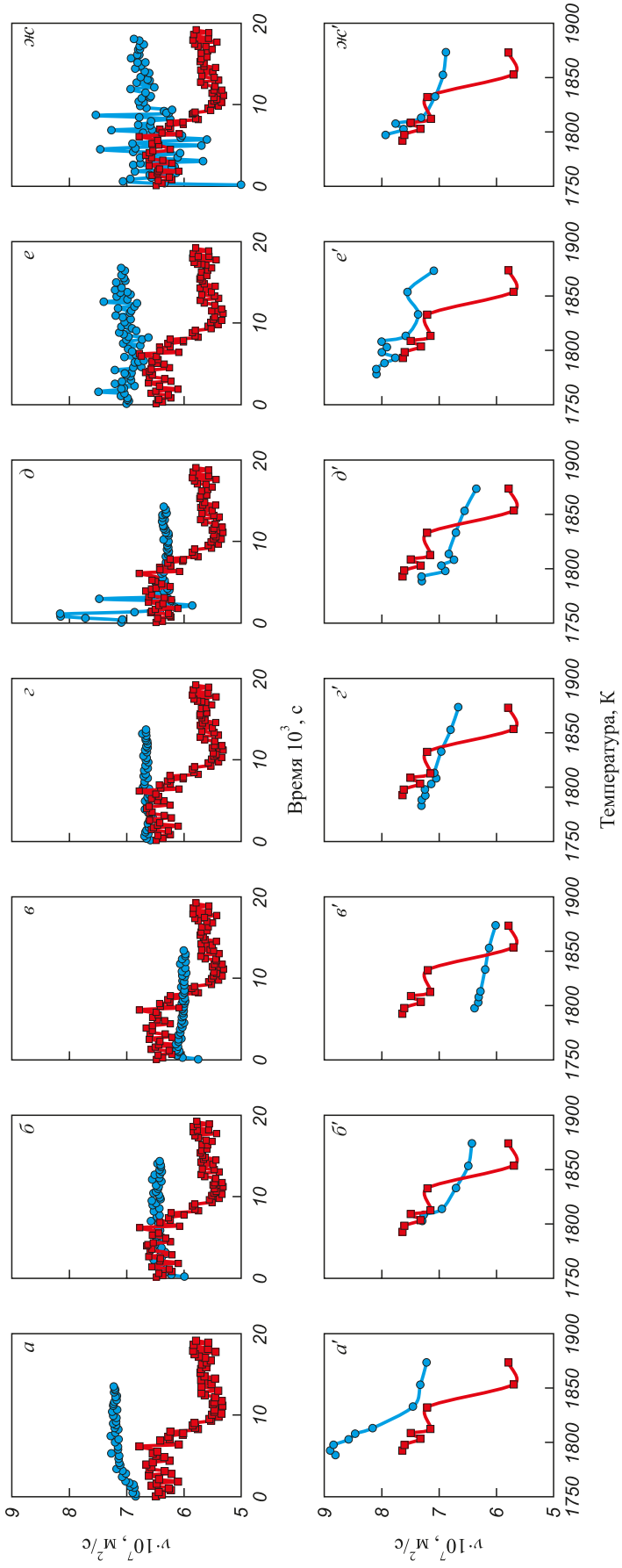

Рис. 3. Результаты исследования методом вискозиметрии динамики формирования расплава Fe – 0,1 % C в ходе изотермической выдержки при 1873 К и изменений в ходе последующего охлаждения до кристаллизации в сопоставлении с данными для исходного железа (красный маркер) при использовании разных типов науглероживателей: *а, а′* – антрацит; *б, б′* – графит марки ГМЗ; *в, в′* – графит марки ГИИ-А; *г, г′* – электродный бой; *д, д′* – стеклоуглерод; *е, е′* – алмазный порошок; *ж, ж′* – нанотрубки (режим нагрева и плавления – *1*, материал тигля – BeO)

Fig. 3. Results of the viscometric study of dynamics of the Fe – 0.1 % C melt formation during isothermal holding at 1873 K and changes during subsequent cooling to crystallization in comparison with the data for the initial iron (red marker) when using different types of carburizers: *a, a′* – anthracite; *б, б′* –graphite of GMZ grade; *в, в′* – graphite of GII-A grade; *г, г′* – electrode scrap; *д, д′* – glassy carbon; *е, е′* – diamond powder; *ж, ж′* – nanotubes (heating and melting – mode *1*, crucible material – BeO)

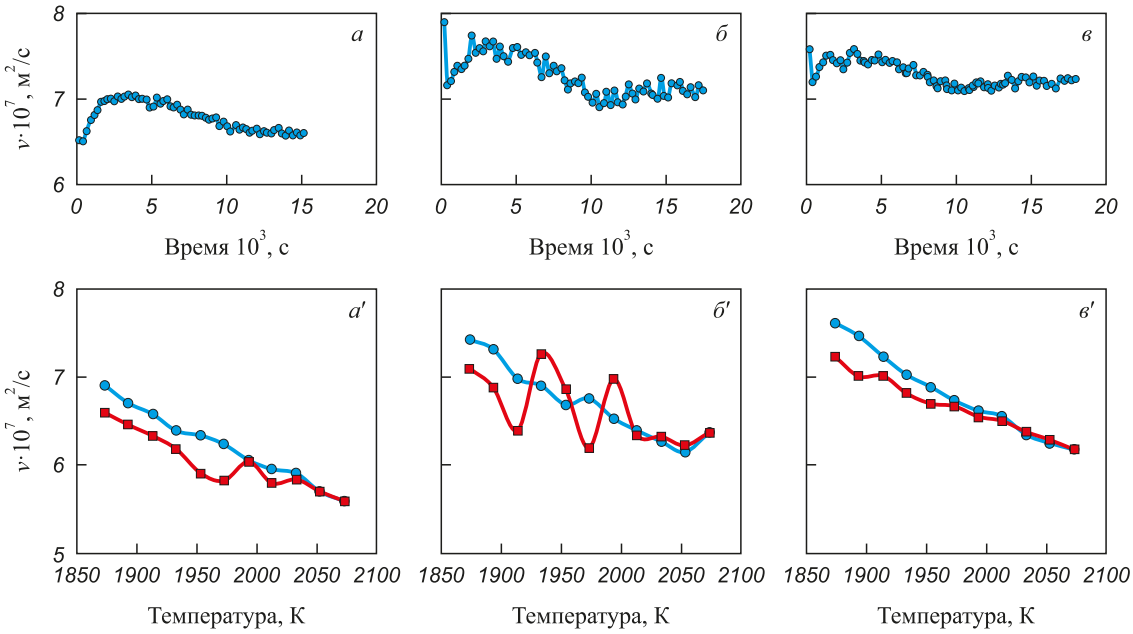

Рис. 4. Результаты исследования методом вискозиметрии динамики формирования расплава в ходе изотермической выдержки при 1873 К и изменений в процессе последующего нагрева до 2023 К (красный маркер) и охлаждения до 1873 К (голубой маркер) при легировании углеродом ЖЧК (из расчета получения в металле 0,4% С) при использовании графита марки ГИИ-А разных производителей: *а*, *а′* – производитель *1*; *б*, *б′* – производитель *2*; *в*, *в′* – производитель *3* (материал тигля – ZrO_2)

Fig. 4. Results of the viscometric study of dynamics of the melt formation during isothermal holding at 1873 K and changes during subsequent heating to 2023 K (red marker) and cooling to 1873 K (blue marker) during alloying of pure converter iron with carbon (based on obtaining 0.4 % C in the metal) using graphite of GII-A grade from different manufacturers: *a*, *a′*– manufacturer *1*; *б*, *б′* – manufacturer *2*; *в*, *в′* – manufacturer *3* (crucible material – ZrO_2)

и неустойчивости структурного состояния железо-углеродистого расплава. Уменьшение неоднородности структуры графита либо за счет повышения дефектности кристаллической фазы (рис. 4, *а*), либо за счет снижения доли аморфной фазы (рис. 4, *в*) уменьшает амплитуду высокочастотной составляющей и время стабилизации значений кинематической вязкости, хотя и на разных уровнях значений этого структурно-чув-

Таблица 2. **Результаты рентгеноструктурного исследования графита марки ГИИ-А разных производителей**

Table 2. **Results of *X*-ray structural analysis of graphite of GII-A grade from different manufacturers**

Номер производителя	Номер фазы	Название соединения (минералогическое название)	Пространственная группа симметрии	Количество, %	Область когерентного рассеяния, нм	Параметры решетки, нм	Степень графитации
1	*1*	Graphite-2H	$P6_3/mmc$	64,92	10	*a* = 0,2456; *c* = 0,6719	0,91
	2	Graphite-3R	*R*-3*m*	4,07	25	*a* = 0,2522; *c* = 3,0889	0,09
	3	Аморфная фаза	–	31,01	–	–	–
2	*1*	Graphite-2H	$P6_3/mmc$	69,63	700	*a* = 0,2456; *c* = 0,6721	0,90
	2	Graphite-3R	*R*-3*m*	3,92	25	*a* = 0,2522; *c* = 3,0889	0,09
	3	Аморфная фаза	–	26,45	–	–	–
3	*1*	Graphite-2H	$P6_3/mmc$	80,01	1000	*a* = 0,2456; *c* = 0,6716	0,93
	2	Graphite-3R	*R*-3*m*	4,05	25	*a* = 0,2522; *c* = 3,0889	0,09
	3	Аморфная фаза	–	15,94	–	–	–

ствительного свойства, отвечающих разной степени неравновесности структурного состояния расплава. На более высокую степень неравновесности структурного состояния с меньшей величиной кинематической вязкости указывает характер последующих политерм.

Механизм перехода углерода из карбюризатора в раствор железа – один из наиболее важных аспектов физико-химической сущности процесса науглероживания. Вертман А.А. и Самарин А.М. [10], исходя из относительно небольшой величины энергии активации растворения графита и специфики его кристаллического строения, приходят к выводу, что процесс растворения графита в жидком железе происходит, по крайней мере, в два этапа: отрыв плоских пакетов графита от поверхности твердой частицы и растворение пакетов.

Исходя из этого, кроме дефектности кристаллитов, характера и степени упорядочения гексагонов углерода, в качестве другого значимого фактора следует рассматривать характер связи гексагональных сеток и их пакетов. Для графитов авторы, исходя из разной природы связи (ван-дер-ваальсовый, металлический или ослабленный ковалентный) [11], сходятся в том, что межслоевые связи в графитах являются относительно слабыми, но стабильными. Низкая прочность связей между гексагонами углерода (в виде коротких углеводородных цепочек [12]) и их разрушение в условиях нагрева облегчают формирование раствора углерода в чистом железе при использовании антрацита, способствуя реализации наиболее равновесного структурного состояния, на что указывает наибольший уровень значений кинематической вязкости. При использовании стеклоуглерода, напротив, прочность и разнообразие связей между пакетами гексагонов (в том числе кислородных мостиков, тройных сопряженных (–C≡C–) и двойных кумулированных (=C=C=) углерод-углеродных связей [9]) существенно затрудняют формирование расплава, способствуя возрастанию микронеоднородности и неустойчивости его структурного состояния. Именно с еще большей прочностью связи гексагонов углерода в нанотрубках может быть связана наибольшая сложность формирования расплава при использовании этого материала в качестве науглероживателя.

Применение для науглероживания чистого железа другой аллотропной модификации углерода – алмаза способствует реализации структурного состояния расплава с относительно большим уровнем значений кинематической вязкости. Также можно отметить значительную колебательную составляющую изменений кинематической вязкости при формировании расплава, указывающую на его микронеоднородность. Вероятно, это может быть связано с двумя аспектами. С одной стороны, пространственная конфигурация атомов углерода в алмазе подобна пространственной конфигурации атомов углерода в аустените, и возможно размещение углерода в решетке железа в виде целого алмазного кластера с формированием некоторого синтеза растворов внедрения и замещения [13], что, вероятно, должно способствовать формированию ГЦК-подобного структурного состояния расплава. С другой стороны, при нагреве более 1273 К появляется тенденция самопроизвольного превращения алмаза в графит с образованием при 1873 К промежуточной структуры углерода – кристаллического «гибрида» из кубической (алмаз) и гексогональной (графит) структур [14]. Поэтому фиксируемый характер формирования расплава может быть связан с наложением на процесс растворения процесса частичного превращения алмаза в графит, что, несомненно, должно способствовать возрастанию микронеоднородности структурного состояния расплава.

Сочетание науглероживания и раскисления металла

Ранее, исходя из экспериментально установленного отрицательного влияния кислорода на продолжительность формирования равновесного структурного состояния расплава при науглероживании железа, авторами была обоснована необходимость комплексного решения задач раскисления и науглероживания стали [15]. В связи с этим были поставлены специальные эксперименты по одновременному раскислению и науглероживанию железа (рис. 5). В качестве базового металла использовали карбонильное железо с окисленностью 870 ppm. Раскисление проводили алюминием из расчета получения остаточной концентрации 0,03 %.

Анализ полученных данных свидетельствует, что отмеченный выше характер влияния параметров структуры углеродных материалов, подвергнутых графитации, на степень неравновесности реализуемого структурного состояния в целом сохраняется и в этом случае, в частности, использование графита ГМЗ позволяет получить более равновесное структурное состояние расплава в сравнении с использованием графита ГИИ-А. С другой стороны, принципиально меняется характер формирования расплава при использовании для науглероживания антрацита, для которого в этих условиях время релаксации является наибольшим, а уровень вязкости минимальным. По мнению Вертмана А.А., наличие кислорода в металле повышает стабильность пакетов углерода из-за образования на их поверхности пленок оксидов типа C_xO_y [16]. Можно предположить, что в рассматриваемых условиях наиболее активно этот процесс протекает на природных науглероживателях типа антрацита. При использовании графитированных материалов процесс дезактивации поверхности кислородом заторможен из-за понижения реакционной способности в результате графитации и уменьшения дефектности кристаллической структуры [14].

Отдельно следует отметить, что установленные закономерности подтверждаются ранее полученными в промышленных условиях экспериментальными данными [3 – 5].

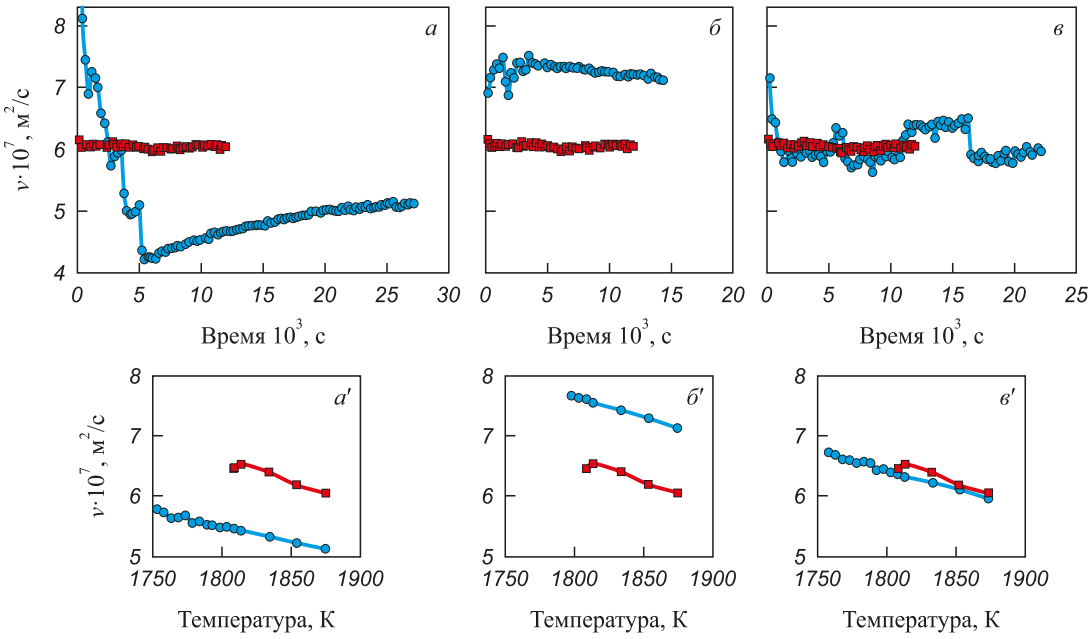

Рис. 5. Результаты исследования методом вискозиметрии динамики формирования расплава Fe – 0,1 % C при одновременном раскислении алюминием (остаточная концентрация 0,03 %) и науглероживании в ходе изотермической выдержки при 1873 К и изменений в ходе последующего охлаждения до кристаллизации в сопоставлении с данными для исходного карбонильного железа (красный маркер) при использовании разных типов науглероживателей: *а*, *а′* – антрацит; *б*, *б′* – графит марки ГМЗ; *в*, *в′* – графит марки ГИИ-А (материал тигля – BeO)

Fig. 5. Results of the viscometric study of dynamics of the Fe – 0.1 % C melt formation with simultaneous deoxidation with aluminum (residual concentration 0.03 %) and carburization during isothermal holding at 1873 K and changes during subsequent cooling to crystallization in comparison with the data for the initial carbonyl iron (red marker) using different types of carburizers: *a*, *a′* – anthracite; *б*, *б′* – graphite of GMZ grade; *в*, *в′* – graphite of GII-A grade (crucible material – BeO)

Тип раскислителя

В условиях одновременного раскисления и науглероживания на характер формирования расплава может оказывать влияние не только тип используемого углеродного материала, но и тип используемого раскислителя. Представленные на рис. 6 данные свидетельствуют, что при раскислении карбонильного железа алюминием и кальцием реализуются принципиально разные структурные состояния расплава. При раскислении алюминием имеет место переход расплава в структурное состояние со значительно меньшей величиной кинематической вязкости относительно исходного карбонильного железа, в то время как при раскислении кальцием характер структурных изменений в расплаве предопределяет возрастание кинематической вязкости. Отмеченное может быть связано с дестабилизирующим влиянием кальция на структурное состояние расплава железа, что способствует его трансформации в направлении повышения степени равновесности [17].

Экспериментальные результаты, представленные на рис. 7, указывают на то, что характер парциального влияния на структурное состояние расплава типа раскислителя сохраняется и при одновременном раскислении и науглероживании железа. Использование кальция предопределяет реализацию структурного состояния со

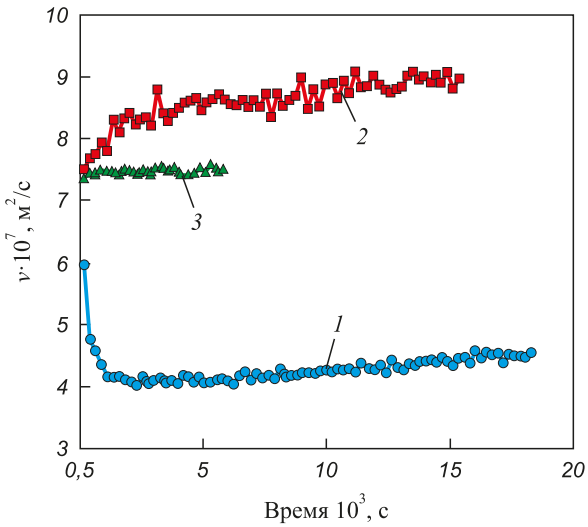

Рис. 6. Результаты исследования методом вискозиметрии динамики формирования расплава при раскислении карбонильного железа алюминием (*1*) из расчета остаточной концентрации 0,03 % и кальцием (*2*) из расчета остаточной концентрации 0,01 % в сравнении с динамикой формирования расплава исходного карбонильного железа (*3*) (материал тигля – ZrO_2)

Fig. 6. Results of the viscometric study of dynamics of the melt formation during deoxidation of carbonyl iron by aluminum (*1*) based on a residual concentration of 0.03 % and calcium (*2*) based on a residual concentration of 0.01 % in comparison with the melt formation dynamics of the initial carbonyl iron (*3*) (crucible material – ZrO_2)

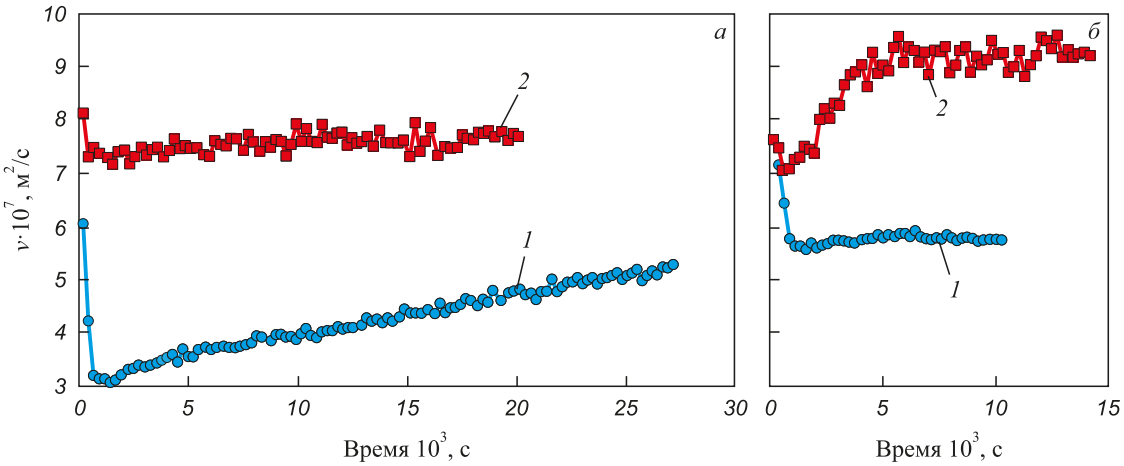

Рис. 7. Результаты исследования методом вискозиметрии динамики формирования расплава при одновременном науглероживании (0,1 % C) и раскислении карбонильного железа алюминием (*1*) из расчета остаточной концентрации 0,03 % и кальцием (*2*) из расчета остаточной концентрации 0,01 % при использовании различных типов углеродных материалов: *а* – антрацит; *б* – алмазный порошок (материал тигля – ZrO_2)

Fig. 7. Results of the viscometric study of dynamics of the melt formation with simultaneous carburization (0.1 % C) and deoxidation of carbonyl iron with aluminum (*1*) based on a residual concentration of 0.03 % and calcium (*2*) based on a residual concentration of 0.01 % using different types of carbon materials: *a* – anthracite; *б* – diamond powder (crucible material – ZrO_2)

существенно более высоким уровнем значений кинематической вязкости, чем в случае применения алюминия, что позволяет рассматривать его как более равновесное. При науглероживании антрацитом значительно сокращается и время релаксации внесенной неравновесности. Установленное различие, помимо показанного выше разного влияния раскислителей на структурное состояние расплава железа, может быть связано с тем, что кальций как более сильный раскислитель, нейтрализует влияние кислорода на процесс дезактивации поверхности частиц науглероживателя.

Вышеизложенное позволяет сделать заключение, что при одновременном раскислении и науглероживании с точки зрения формирования оптимального структурного состояния расплава при выборе материала для раскисления следует учитывать положительное влияние кальция, например, при технологии обработки металла карбидами.

Выводы

При формировании железоуглеродистого расплава оптимальным следует рассматривать науглероживание жидкого железа с преимущественно ГЦК-подобной структурой ближнего порядка. Этому может способствовать ввод углерода в состав шихты, форсированный нагрев и плавление с формированием расплава при значительном перегреве над температурой ликвидус.

На структурное состояние формируемого расплава при науглероживании железа большое влияние оказывает структура углеродного материала. При использовании углеродных материалов, подвергнутых графитации, целесообразно снижение доли аморфной фазы, увеличение размера кристаллитов и степени графитации, повышение структурной однородности. В качестве других значимых факторов следует рассматривать характер связи гексагональных сеток и их пакетов, аллотропную модификацию углерода.

Выбор наилучшего материала для науглероживания существенно зависит от термодинамических условий формирования расплава. При науглероживании чистого железа наилучший результат показывает антрацит, в то время как при науглероживании высокоокисленного металла – графитированные материалы.

При одновременном раскислении и науглероживании с точки зрения формирования оптимального структурного состояния железоуглеродистого расплава следует учитывать положительное влияние частичной или полной замены алюминия на кальцийсодержащие материалы, в том числе карбид кальция.

Список литературы / References

1. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. и др. Жидкая сталь. Москва: Металлургия; 1984:208.
2. Баум Б.А., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. Равновесные и неравновесные состояния металлических расплавов. В кн.: *Фундаментальные исследования физикохимии металлических расплавов: Сборник трудов*. Москва: ИКЦ «Академкнига»; 2002:214–228.
3. Бурмасов С.П., Гудов А.Г., Дегай А.С., Степанов А.И., Смирнов Л.А. Закономерности формирования расплавов на основе железа и металлургические резервы улучшения эксплуатационных свойств сталей. *Сталь*. 2010;(8):42–46.

   Burmasov S.P., Gudov A.G., Degai A.S., Stepanov A.I., Smirnov L.A. Formation of iron-based melts and scope

for improvement in steel properties. *Steel in Translation*. 2010;40(8):741–745.
https://doi.org/10.3103/S0967091210080127

4. Зуев М.В., Бурмасов С.П., Степанов А.И., Гудов А.Г., Мурзин А.В., Житлухин Е.Г. Совершенствование технологии современного сталеплавильного производства на основе закономерностей формирования металлических расплавов. *Сталь*. 2013;(2):27–29.

   Zuev M.V., Burmasov S.P., Stepanov A.I., Gudov A.G., Murzin A.V., Zhitlukhin E.G. Improvement in steel smelting by studying melt behavior. *Steel in Translation*. 2013;43(2):106–109.
   https://doi.org/10.3103/S0967091213020204

5. Гудов А.Г., Бурмасов С.П., Топоров В.А., Мурзин А.В. Развитие технологии электросталеплавильного производства на основе исследования неравновесности металлических расплавов. В кн.: *Современные проблемы электрометаллургии стали. Материалы XVIII Международной конференции 24–27 сентября 2019 г., Екатеринбург, Первоуральск: В 2-х частях*. Ч. 1. Под ред. В.Е. Рощина. Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ; 2019:3–25.

6. Бурмасов С.П., Гудов А.Г., Житлухин Е.Г., Пархоменко И.П., Столбов Н.С. Направления снижения химической неоднородности непрерывнолитой трубной заготовки. *Сталь*. 2023;(8):23–28.

   Burmasov S.P., Gudov A.G., Zhitlukhin E.G., Parkhomenko I.P., Stolbov N.S. Directions for reducing chemical heterogeneity of continually cast pipe blank. *Steel in Translation*. 2023;53(9):785–791.
   https://doi.org/10.3103/s0967091223090048

7. Филипьев С.Н., Бурмасов С.П., Гудов А.Г. и др. Влияние технологии производства полупродукта на качество жидкого металла и эксплуатационные свойства рессорной стали. В кн.: *Сборник трудов XIII Международного конгресса сталеплавильщиков 12–18 октября 2014 г., Полевской*. Екатеринбург: ООО «Эзапринт»; 2014:82–87.

8. Бурмасов С.П., Гудов А.Г., Смирнов Л.А. Структурные состояния расплава железа и его растворов с ванадием, кремнием и углеродом. *Теория и технология металлургического производства*. 2018;(1(24)):21–27.

   Burmasov S.P., Gudov A.G., Smirnov L.A. Structural states of iron melt and its solutions with vanadium, silicon and carbon. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2018;(1(24)):21–27. (In Russ.).

9. Фиалков А.С. Углеграфитовые материалы. Москва: Энергия; 1979:320.

10. Вертман А.А., Самарин А.М. О кинетике растворения углерода в жидком железе. *Известия АН СССР. Металлы*. 1965;(1):46–54.

    Vertman A.A., Samarin A.M. On the kinetics of carbon dissolution in liquid iron. *Izvestiya AN SSSR. Metally*. 1965;(1):46–54. (In Russ.).

11. Шулепов С.В. Физика углеграфитовых материалов. Москва: Металлургия; 1972:256.

12. Кураков Ю.И. Развитие взглядов на структуру высокометаморфизованных углей. *Известия вузов. Северокавказский регион. Естественные науки. Приложение*. 2005;(6):100–107.

    Kurakov Yu.I. Development of views on the structure of highly metamorphosed coals. *Izvestiya vuzov. Severo-kavkazskii region. Estestvennye nauki. Prilozhenie*. 2005;(6):100–107. (In Russ.).

13. Крапошин В.С. Новый механизм растворения углерода в решетке аустенита при цементации стали и его поведение при мартенситном и перлитном превращениях аустенита. В кн.: *Наука и образование: Научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана*. 2011;(11):1–15.

14. Убеллоде А.Р., Льюис Ф.А. Графит и его кристаллические соединения. Москва: Мир; 1965:265.

15. Зуев М.В., Бурмасов С.П., Гудов А.Г., Мурзин А.В., Кузякин В.Г. Исследование и оптимизация технологии науглероживания металла при выплавке стали с использованием полупродукта ДСП. *Сталь*. 2014;(6):25–30.

    Zuev M.V., Burmasov S.P., Gudov A.G., Murzin A.V., Kuzyakin V.G. Carburization of crude steel from a superpowerful arc furnace. *Steel in Translation*. 2014;44(6):433–438.
    https://doi.org/10.3103/S0967091214060187

16. 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 and the problem of regulating the properties of castings. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 1967;(3):132–141. (In Russ.).

17. Бурмасов С.П., Гудов А.Г., Смирнов Л.А. О возможности повышения эксплуатационных свойств стали путем технологических воздействий на структурное состояние расплавов железа. В кн.: *Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов: Сборник научных трудов*. Екатеринбург: ОАО «УИМ»; 2006:9–17.

Сведения об авторах / Information about the Authors

Александр Геннадьевич Гудов, *к.т.н., доцент кафедры «Металлургия железа и сплавов»*, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
E-mail: a.g.gudov@urfu.ru

Сергей Петрович Бурмасов, *к.т.н., доцент*, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
E-mail: s.p.burmasov@urfu.ru

Леонид Андреевич Смирнов, *академик РАН, д.т.н., профессор, научный руководитель*, АО «Уральский институт металлов»
ORCID: 0000-0002-6324-4032
E-mail: secretary@uim-stavan.ru

Aleksandr G. Gudov, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Metallurgy of Iron and Alloys"*, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin
E-mail: a.g.gudov@urfu.ru

Sergei P. Burmasov, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof.*, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin
E-mail: s.p.burmasov@urfu.ru

Leonid A. Smirnov, *Academician, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Scientific Director*, JSC "Ural Institute of Metals"
ORCID: 0000-0002-6324-4032
E-mail: secretary@uim-stavan.ru

Вклад авторов

А. Г. Гудов – планирование и проведение экспериментальных исследований, обобщение и анализ результатов, написание статьи.
С. П. Бурмасов – высокопрофессиональное консультирование и активное участие в постановке задач и обсуждении результатов исследования, выборе подходов к трактовке экспериментальных данных и оценке обоснованности выводов.
Л. А. Смирнов – высокопрофессиональное консультирование и активное участие в постановке задач и обсуждении результатов исследования, выборе подходов к трактовке экспериментальных данных и оценке обоснованности выводов.

Contribution of the Authors

A. G. Gudov – planning and conducting experiments, generalization and analysis of results, writing the text.

S. P. Burmasov – highly professional consulting and active participation in setting tasks and discussing research results, choosing approaches to interpreting experimental data and assessing the validity of conclusions.
L. A. Smirnov – highly professional consulting and active participation in setting tasks and discussing research results, choosing approaches to interpreting experimental data and assessing the validity of conclusions.

Поступила в редакцию 22.04.2025
После доработки 27.04.2025
Принята к публикации 06.06.2025

Received 22.04.2025
Revised 27.04.2025
Accepted 06.06.2025