



УДК 669.141.31:669.112.21

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-394-402



Оригинальная статья

Original article

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ К ИССЛЕДОВАНИЮ РАСПЛАВА, ВЫПЛАВЛЕННОГО В ДУГОВОЙ ЭЛЕКТРОПЕЧИ С АДАПТАЦИЕЙ КЛАССИЧЕСКОЙ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ К СОВРЕМЕННОЙ ЭЛЕКТРОПЛАВКЕ

С. А. Сомов¹, Е. Л. Ворожева¹, В. С. Цепелев²,
В. А. Мурысев¹, И. В. Некрасов²

¹ АО «Выксунский металлургический завод» (Россия, 607060, Нижегородская обл., Выкса, ул. Бр. Баташевых, 45)

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

✉ somov_sa@vsw.ru

Аннотация. Современная технология производства жидкой стали характерна тем, что обеспечивает максимальное содержание железа (более 99 %) и минимальное содержание примесей на завершающей стадии электроплавки, а также в процессе слива металла в ковш, во время которого также производятся раскисление и десульфурация. Многолетний опыт производства свидетельствует о том, что одними из важнейших резервов уменьшения структурной и химической неоднородности стали и повышения качества металлопродукции сталелитейного производства являются совершенствование технологии процесса выплавки и получение равновесного, максимально однородного расплава перед кристаллизацией. Кристаллизация металла происходит из неравновесного состояния, что усиливает химическую и физическую неоднородность твердого металла, снижает его служебные характеристики и приводит к значительным отклонениям его качества от плавки к плавке. Существуют разные способы перевода расплава в равновесие. Наиболее доступным способом получения равновесного расплава является высокотемпературное воздействие. Проведенная в условиях Выксунского завода ОМК экспериментальная работа показала, что подготовка расплава к кристаллизации путем проведения термовременной обработки (ТВО) оказывает влияние на процесс затвердевания и способствует улучшению микроструктуры и свойств твердого металла. Выдвинуто предположение о необходимости проведения высокотемпературного воздействия ТВО на расплав именно на стадии электроплавки в сталеплавильном агрегате.

Ключевые слова: железоуглеродистый расплав, дуговая печь, жидкая сталь, температурная аномалия, термовременная обработка, структурное состояние, равновесность расплава, металлографические исследования, неметаллические включения, микроструктура, электроплавка

Для цитирования: Сомов С.А., Ворожева Е.Л., Цепелев В.С., Мурысев В.А., Некрасов И.В. Металлографические подходы к исследованию расплава, выплавленного в дуговой электропечи с адаптацией классической термовременной обработки к современной электроплавке. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(4):394–402. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-394-402>

METALLOGRAPHIC APPROACHES TO THE STUDY OF MELT PRODUCED IN EAF WITH ADAPTATION OF CLASSICAL THERMAL-TIME TREATMENT TO MODERN ELECTRIC SMELTING

S. A. Somov¹, E. L. Vorozheva¹, V. S. Tsepelev²,
V. A. Murysev¹, I. V. Nekrasov²

¹ JSC “Vyksa Metallurgical Plant” (45 Br. Batashevyykh Str., Vyksa, Nizhny Novgorod Region 607060, Russian Federation)

² Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russian Federation)

✉ somov_sa@vsw.ru

Abstract. Modern liquid steel production technology provides the maximum iron content (more than 99 %), and the minimum impurity content at the final stage of electric smelting, as well as during metal tapping into a ladle with deoxidation and desulfurization. Many years of production

experience show that one of the most important reserves for reducing the structural and chemical heterogeneity of steel and improving the quality of steel products in the steel industry is to develop the smelting technology and obtain an equilibrium, maximally homogeneous melt before crystallization. Metal crystallization occurs from a nonequilibrium state, which increases the chemical and physical heterogeneity of solid metal, reduces its service characteristics and leads to significant deviations in its quality from heat to heat. There are different ways to bring the melt into equilibrium. The most accessible way to obtain an equilibrium melt is through high-temperature exposure. Experimental work in the conditions of JSC “Vyksa Metallurgical Plant” showed that melt preparation for crystallization by thermal-time treatment (TTT) affects the solidification process and improves the microstructure and properties of solid metal. It is suggested to carry out a high-temperature effect of TTT on the melt precisely at the stage of smelting in an electric arc furnace (EAF).

Keywords: iron-carbon melt, electric arc furnace, liquid steel, temperature anomaly, thermal-time treatment, structure, melt equilibrium, metallography, non-metallic inclusions, microstructure, electric smelting

For citation: Somov S.A., Vorozheva E.L., Tsepelev V.S., Murysev V.A., Nekrasov I.V. Metallographic approaches to the study of melt produced in EAF with adaptation of classical thermal-time treatment to modern electric smelting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):394–402. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-394-402>

ВВЕДЕНИЕ

Анализ современной высокоинтенсивной технологии производства стали демонстрирует возросшую актуальность изучения закономерностей формирования железоуглеродистых расплавов, так как создание равновесного структурного состояния расплава перед кристаллизацией – необходимое условие реализации максимального уровня эксплуатационных свойств металла [1 – 4]. Кроме того, невозможен простой перенос на эту технологию стандартной термовременной обработки (ТВО) без корректировок [4; 5].

На рис. 1 показано влияние температуры металла на содержание в нём активного кислорода по ходу обработки стали на установке «ковш-печь» (УКП). И, хотя замечен существенный разброс данных (пониженные значения кислорода для завершающих стадий обработки, и повышенные – для начала процесса), общая тенденция очевидна и находится в согласии с теорией [1].

Как ранее было установлено [3], высокая концентрация растворенного в металле кислорода отрицательно сказывается на формировании структурно однородных многокомпонентных расплавов железа, обуславливая их неравновесность. Проведенные лабораторные

исследования показали, что неравновесность расплавов железа при дальнейшем науглероживании также определяется в значительной мере исходным содержанием растворенного в металле кислорода.

С ростом температуры снижается эффективность раскислителей [6]. Концентрация кислорода в металле закономерно растёт, что сказывается не только на свойствах стали, но и на возможности её разливки. Получается, что осуществлять ТВО реально лишь во время электроплавки, перед началом внепечной обработки. Принципиальных проблем с точки зрения теории микронеоднородного кластерного строения расплава стали нет. Наоборот, сказанное представляется наиболее логичной рекомендацией.

Многочисленные литературные данные свидетельствуют о том, что чем меньше примесей в железе, тем отчётливее проявляется аномалия физических свойств расплава в диапазоне 1640 – 1690 °С в виде гистерезиса (несовпадение ветвей нагрева и охлаждения) и перегибов (скачки производной свойства по температуре), и тем больше она сдвигается в область пониженных температур [2; 3; 7]. Следовательно, аномалия связана с перестройкой структуры металлической матрицы, а примеси затрудняют её (с ростом их концентрации структурная перестройка требует большего притока энергии). Несколько упрощая, можно сказать, что железо с минимальным количеством примесей «расслаблено» на структурном уровне, более подвижно и способно к трансформации. Достижение аномалии в данном случае полезно из-за интенсификации диффузионных процессов в расплаве. Поэтому одним из путей улучшения и стабилизации свойств сталей и сплавов является разработка оптимальных температурных режимов их выплавки.

Кроме того, преимущественно технологические усилия по достижению показателей физико-механических свойств в горячекатаном прокате сосредоточены на разработке химических составов и режимов термомеханической обработки. Отсутствие повторного нагрева слабов и ограниченное количество проходов термомеханической обработки в условиях литейно-прокатного комплекса (ЛПК) оставляют меньше возмож-

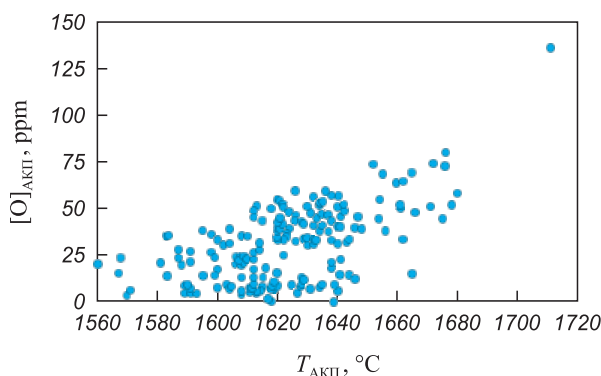


Рис. 1. Влияние температуры металла на содержание в нём активного кислорода при обработке стали на УКП

Fig. 1. Effect of metal temperature on the content of active oxygen during LF-treatment

ностей для устранения явления структурной наследственности. Уровень загрязнённости неметаллическими включениями и микрохимическая неоднородность, сформированные при затвердевании расплава, наследуются при термомеханической прокатке и оказывают влияние на формирование конечной микроструктуры и свойств в горячекатаном прокате [8]. Следовательно, необходимо контролировать структурное состояние до начала прокатки, чтобы в полной мере использовать принцип образования структуры в процессах термомеханической обработки.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В условиях литейно-прокатного комплекса Выксунского завода ОМК проведена опытная работа, включающая выплавку стали в дуговой сталеплавильной печи (ДСП) вместимостью 180 т, внепечную обработку жидкого расплава на У КП и последующую разливку на машине непрерывного литья заготовки (МНЛЗ). Все этапы производства сопровождались измерениями температуры расплава и отбором проб жидкого металла. Для проведения исследований выбрана углеродистая низколегированная трубная сталь марки J55. Эксперимент включал производство двух опытных плавок (1 и 2) и одной сравнительной плавки (3).

Опытная плавка 1 характеризовалась наличием ТВО, включающей высокотемпературный нагрев расплава в ДСП до критической температуры не ниже 1700 °С с последующей выдержкой (релаксацией) расплава в печи в течение 10 мин и дальнейшим охлаждением до температуры выпуска. Опытная плавка 2 отличалась от плавки 1 более низкой температурой нагрева (1670 °С)

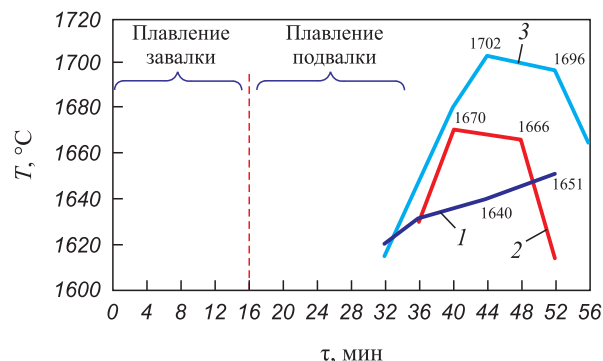


Рис. 2. Термограммы опытных и сравнительной плавок: 1 – опытная 1; 2 – опытная 2; 3 – сравнительная 3

Fig. 2. Thermograms of experimental and comparative heats: 1 – experimental 1; 2 – experimental 2; 3 – comparative 3

и также выдерживалась в печи перед выпуском в течение 10 мин. Сравнительная плавка 3 производилась по существующей заводской технологии без ТВО и последующей выдержки. Измерения температуры расплава в дуговой печи производились с периодичностью 8 – 15 мин после полного расплавления завалки и подвалки. Термограммы двух опытных и одной сравнительной плавок (обработка в ДСП) приведены на рис. 2.

Пробы жидкого металла отбирались от каждой плавки после полного расплавления шихты (проба ДСП-1), а также непосредственно перед выпуском плавки из печи (проба ДСП-2).

Химический состав расплава (проба ДСП-2) перед выпуском из печи и режимы обработки двух опытных и одной сравнительной плавок представлены в табл. 1 и 2.

Таблица 1. Химический состав расплава перед выпуском из ДСП, %

Table 1. Chemical composition of the melt in EAF before tapping, %

Номер плавки	$a_{[O]}$	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	N	Sn	Zn	As
1	0,1757	0,04	0,006	0,08	0,001	0,012	0,03	0,08	0,12	0,0088	0,0043	0,0004	0,0028
2	0,1244	0,04	0,006	0,05	0,001	0,011	0,02	0,08	0,11	0,0094	0,0045	0,0003	0,0030
3	0,0684	0,07	0,007	0,05	0,002	0,025	0,04	0,09	0,15	0,0065	0,0078	0,0038	0,0033

Таблица 2. Технологические режимы обработки жидкого расплава

Table 2. Technological modes of liquid melt treatment

Номер плавки	Максимальная температура металла в печи, °С	Выдержка расплава, мин	Температура металла в печи перед выпуском, °С	Длительность обработки металла в ДСП, мин	Температура начала обработки металла на У КП, °С	Обработка плавки на У КП, мин	Температура конца обработки У КП, °С
1	1702	10	1702	61,0	1628	74,0	1548
2	1670	10	1614	58,7	1558	69,3	1551
3	–	–	1651	53,8	1577	61,2	1546

План исследований при проведении экспериментальной работы включал:

- изучение микроструктуры кристаллизовавшегося расплава;
- выявление и измерение с помощью оптической микроскопии параметров первичной структуры и измерение структурных параметров расплава в пробах опытных и сравнительной плавки;
- оценку загрязнённости неметаллическими включениями на разных этапах производства: измерение объёмной доли неметаллических включений по методу ASTM E1245-2023 в пробах жидкого металла, отобранных из ДСП, УКП и промежуточного ковша МНЛЗ.

Первичную структуру выявляли сегрегационным травлением шлифов в свежеприготовленном насыщенном при комнатной температуре водном растворе пикриновой кислоты, подогретом до температуры 70–90 °С с добавлением 1–10 % поверхностно-активных веществ в течение 1–3 мин. Действительную структуру в прокате выявляли травлением шлифов в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты в течение 7 с. Полученные структуры изучали на микроскопе Carl Zeiss Axio Observer. Dlm, оснащённым моторизованным предметным столиком и измеряли методами количественной металлографии при помощи программного обеспечения для анализа изображения Thixomet Pro. Всего было испытано шесть образцов из исследуемого массива плавки.

Металлографические шлифы готовили из проб, отобранных в ходе выплавки стали в ДСП, внепечной обработки на УКП и из промежуточного ковша МНЛЗ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Самым распространённым в исследованиях параметром, являющимся мерой химической неоднородности и определяющим технические свойства литого металла, является расстояние между ветвями дендритов первого и второго порядков λ_1, λ_2 [9–11]. Дендритная структура отражает картину распределения основных легирующих элементов [12; 13]. Чтобы снизить дендритную сегрегацию, химические элементы должны диффундировать через расстояния между дендритными осями. Следовательно, расстояние между дендритными осями является одним из факторов степени химической неоднородности.

В пробах, отобранных в ДСП (ДСП-1 и ДСП-2), сегрегационным травлением [14] выявить дендритную структуру не представилось возможным из-за низкого содержания легирующих элементов на этом этапе подготовки стали. Структура в пробах ДСП представлена зёрнами феррита с неровными границами, «движение» которых было ограничено значительным количеством оксидов алюминия. Вид микроструктуры в пробах ДСП двух опытных и сравнительной плавки приведён на рис. 3.

В пробах жидкой стали, отобранных на этапах внепечной обработки (УКП-4, 5, 7) и МНЛЗ, сегрегационное травление выявило характерную дендритную структуру, которая представлена дендритными осями первого порядка, от которых растут оси второго порядка. Значительных отличий в результатах измерения расстояний между дендритными осями

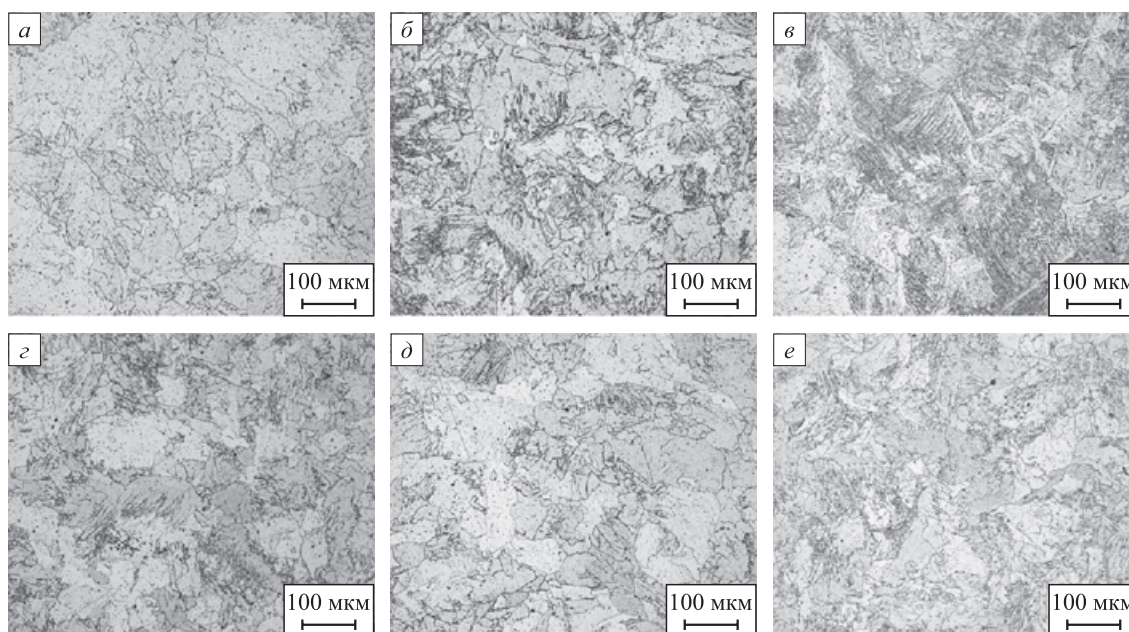


Рис. 3. Вид микроструктуры в пробах ДСП:

a – в – ДСП-1 (после расплавления); c – e – ДСП-2 (перед выпуском); a, c – плавка 1; б, d – плавка 2; в, e – плавка 3

Fig. 3. Microstructure in EAF-samples:

a – в – EAF-1 (after melting); c – e – EAF-2 (before tapping); a, c – heat 1; б, d – heat 2; в, e – heat 3

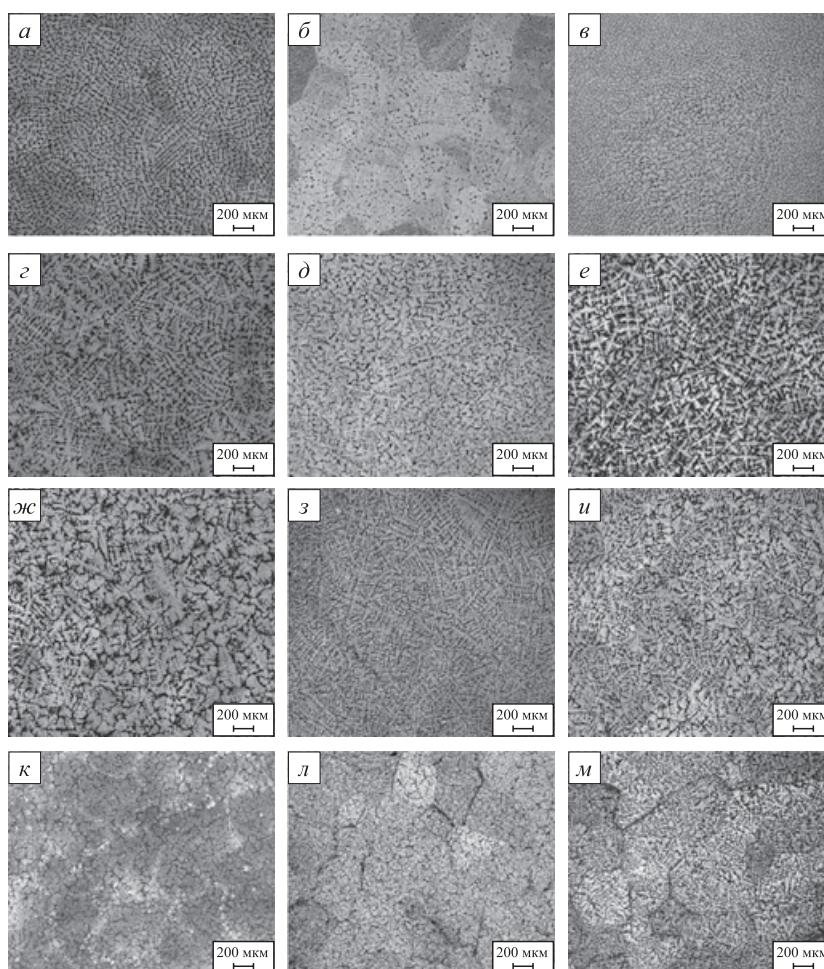


Рис. 4. Вид дендритной структуры, выявленной сегрегационным травлением в пробах жидкой стали: *a – в* – У КП-4; *г – е* – У КП-5; *ж – и* – У КП-7; *к – м* – МНЛЗ; *a, г, ж, к* – плавка 1; *б, д, з, л* – плавка 2; *в, е, и, м* – плавка 3

Fig. 4. Dendritic structure revealed by segregation etching in liquid steel samples: *a – в* – LF-4; *г – е* – LF-5; *ж – и* – LF-7; *к – м* – CCM; *a, г, ж, к* – heat 1; *б, д, з, л* – heat 2; *в, е, и, м* – heat 3

в пробах У КП, МНЛЗ, между экспериментальными и сравнительными плавками не выявлено. Это связано с характером охлаждения проб, поскольку скорость кристаллизации существенно влияет на дисперсность дендритного строения [15].

Вид дендритной структуры в пробах из расплава на различных этапах производства, определенный светловольным методом оптической микроскопии, приведен на рис. 4.

Другой количественной характеристикой является плотность дендритной структуры (ПДС), которая определяется соотношением площадей (объемных долей), занимаемой осями и межосевыми промежутками. Если считать, что дендритные осевые участки считаются химически однородными, а межосевые участки – химически неоднородными, то плотность дендритной структуры характеризует степень однородности данного сплава и, прежде всего, микрохимической однородности [16; 17]. На рис. 5 приведены результаты измерения ПДС в пробах, отобранных в ходе различных этапов внепечной обработки и разливки.

Начало обработки расплава на У КП (проба У КП-4) характеризуется примерно равными значениями ПДС для всех плавков (после предварительного раскисления расплава на выпуске из ДСП возросла микрохи-

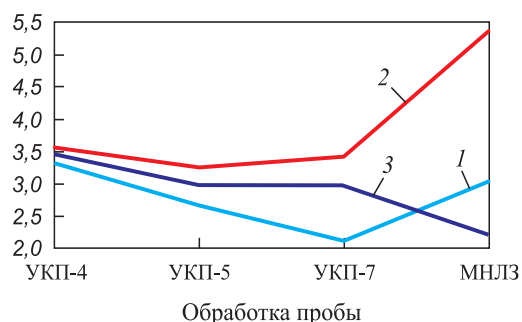


Рис. 5. Плотность дендритной структуры в пробах опытных и сравнительной плавков: *1* – опытная 1; *2* – опытная 2; *3* – сравнительная 3

Fig. 5. Dendritic structure density in the samples of experimental and comparative heats: *1* – experimental 1; *2* – experimental 2; *3* – comparative 3

Таблица 3. Химический состав расплава после легирования и модифицирующей обработки (УКП), %

Table 3. Chemical composition of the melt after alloying and modifying treatment (LF), %

Номер плавки	Обработка на УКП, мин	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ca
1	61,0	0,255	0,258	1,336	0,0052	0,001	0,03	0,08	0,12	0,025	0,0013
2	58,8	0,255	0,246	1,325	0,0040	0,001	0,02	0,08	0,11	0,022	0,0014
3	53,9	0,253	0,259	1,359	0,0065	0,001	0,04	0,09	0,15	0,025	0,0015

мическая неоднородность). Далее плотность дендритной структуры уменьшается, характеризуя изменение химической неоднородности расплава вследствие введения порций легирующих добавок и раскислителей. После введения модифицирующих добавок кальция и связывания остаточного кислорода (на этапе УКП-7, табл. 3) отмечается дальнейший рост ПДС для образцов опытных плавов 1 и 2. Это свидетельствует о снижении микрохимической неоднородности расплава опытных плавов перед кристаллизацией (проба МНЛЗ) и подтверждает гипотезу о наследственном характере структуры опытных плавов.

Оценка загрязнённости неметаллическими включениями на разных этапах производства производилась одним из самых распространенных способов количественной оценки содержания включений в стали – металлографическим методом. Данный метод заключается в сравнении размеров и формы найденных в металле неметаллических включений с эталонными шкалами с использованием балльных шкал согласно стандарту ASTM E1245 с определением объемной доли и размерного распределения включений [18 – 21].

Изменения в объемной доле неметаллических включений, максимальные размеры включений, а также доля включений различного размера на разных этапах

выплавки, внепечной обработки и разливки для экспериментальных плавов приведены на рис. 6.

Исследование показало характер изменений уровня загрязнённости разных плавов в процессе производства расплава. Наиболее высокий уровень загрязнённости включениями получен в пробе ДСП-2 (отбор пробы перед выпуском) сравнительной плавки. В пробах ДСП-2 от опытных плавов (плавка 1 и 2) уровень загрязнённости немного выше по сравнению с пробами ДСП-1. В конце обработки на УКП-4 объемная доля включений в плавках 1 и 3 снижается до своего минимального значения. В плавке 2 объемная доля значительно возрастает в промежуточном ковше (проба МНЛЗ). В плавках 1 и 3, наоборот, объемная доля возрастает после введения кальция в конце внепечной обработки и не изменяется значительно при разливке (МНЛЗ).

В готовом расплаве, поступившем на разливку, конечный уровень загрязнённости включениями не отличается между экспериментальными и сравнительной плавками.

При этом следует заметить, что в образце опытной плавки 1 присутствуют включения преимущественно размером менее 10 мкм, которые распределены равномерно, крупные включения размером более 50 мкм

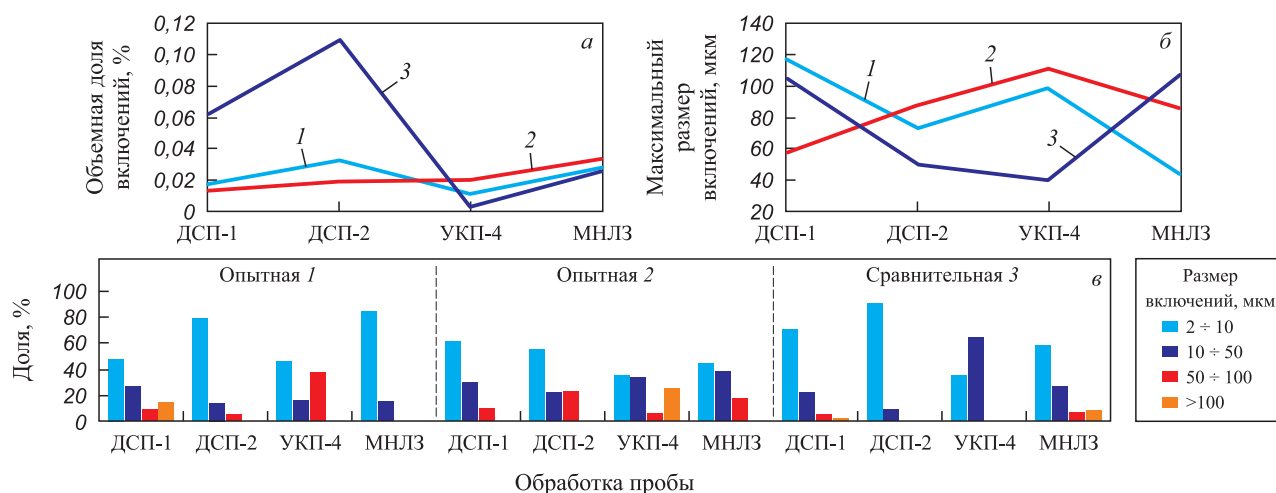


Рис. 6. Результаты измерения объемной доли неметаллических включений (а), максимальные размеры включений (б) и доля включений различного размера (в)

Fig. 6. Results of measuring the volume fraction of non-metallic inclusions (a), maximum sizes of inclusions (b) and proportion of inclusions of different sizes (c)

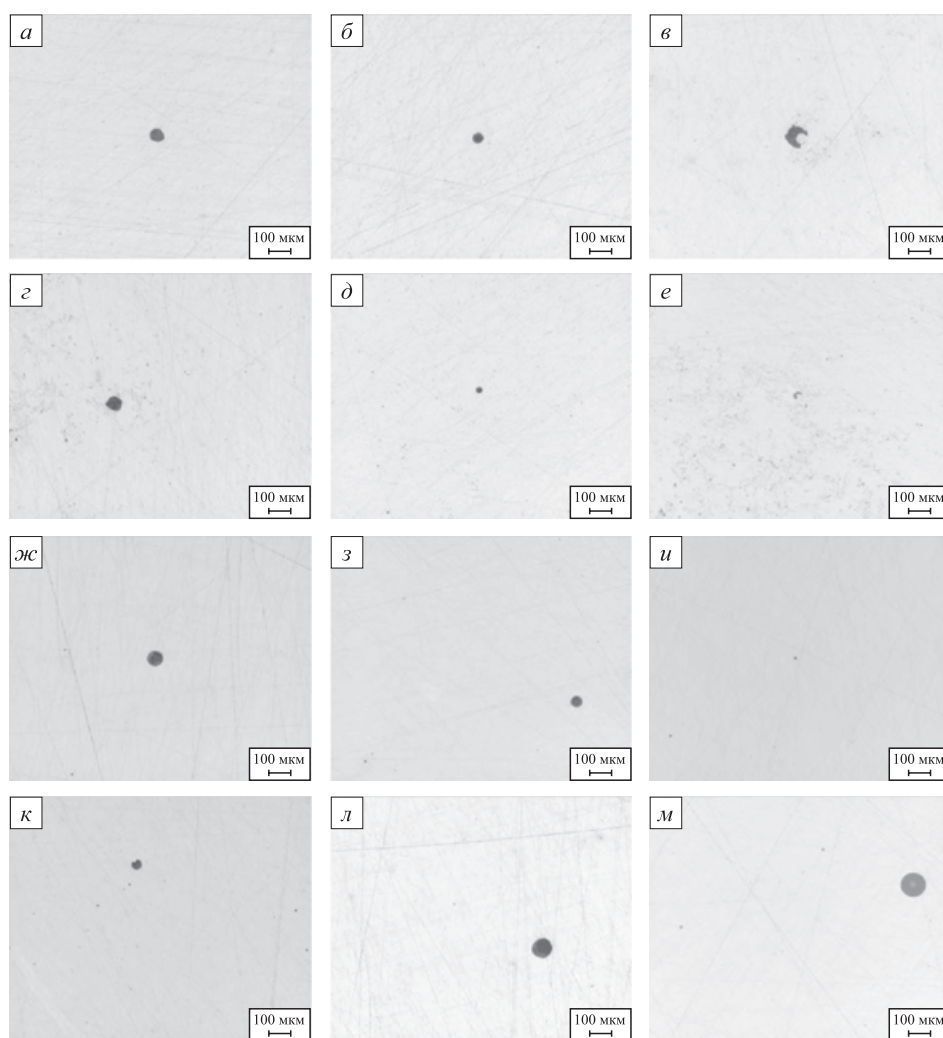


Рис. 7. Вид неметаллических включений в пробах опытных и сравнительной плавки:

а – в – ДСП-1; г – е – ДСП-2; ж – и – У КП-4; к – м – МНЛЗ; а, г, ж, к – плавка 1; б, д, з, л – плавка 2; в, е, и, м – плавка 3

Fig. 7. Non-metallic inclusions in the samples of experimental and comparative heats:

а – в – EAF-1; г – е – EAF-2; ж – и – LF-4; к – м – CCM; а, г, ж, к – heat 1; б, д, з, л – heat 2; в, е, и, м – heat 3

отсутствуют. В образцах плавки 2 и сравнительной плавки 3 в образцах из промежуточного ковша МНЛЗ встречаются включения крупного размера более 100 мкм. Вид характерных неметаллических включений на разных этапах обработки расплава приведён на рис. 7.

Выводы

В пробах жидкого металла, отобранных после полного расплавления шихты в печи, не удалось выявить дендритную структуру из-за весьма низкого содержания легирующих элементов на данном этапе подготовки стали. Структура в пробах ДСП представлена зёрнами феррита с неровными границами, «движение» которых при затвердевании было ограничено значительным количеством оксидов алюминия.

Отсутствие дендритной структуры в литой пробе опытной плавки 1 с проведенной ТВО и последую-

щей релаксацией расплава в печи свидетельствует об отсутствии неравномерности строения металлической матрицы, либо её минимальных значениях. Таким образом, сделан вывод, что нагрев расплава до критической температуры способен вызывать перестройку всей структуры расплава. Это, в свою очередь, может способствовать более равномерному распределению примесей (в том числе нежелательных) в железуглеродистом расплаве.

Методами количественной металлографии исследованы характеристики дендритной структуры. Показано, что наиболее распространённый параметр – расстояние между осями дендритов в большей степени зависит от скорости кристаллизации. Для оценки влияния ТВО на процесс затвердевания возможно использовать экспериментально определяемый параметр – плотность дендритной структуры, которая зависит от состава расплава и характеризует степень его однородности. Так, после введения модифицирующих добавок каль-

ция и связывания остаточного кислорода на завершающем этапе внепечной обработки отмечается рост ПДС для образцов опытных плавов 1 и 2. Это свидетельствует о снижении микрохимической неоднородности расплава опытных плавов перед кристаллизацией на МНЛЗ и подтверждает гипотезу о наследственном характере структуры этого расплава.

Применение металлографических подходов при проведении исследований образцов опытных и сравнительной плавов, отобранных на разных этапах производства, выявило наличие зависимости максимального размера неметаллических включений на этапе кристаллизации стали (промежуточный ковш МНЛЗ) от проведенной ТВО расплава. Так, объемная доля неметаллических включений изменялась в ходе выплавки, внепечной обработки и разливки. В готовом расплаве перед кристаллизацией на МНЛЗ конечный уровень загрязнённости включениями не отличался между экспериментальными и сравнительной плавками. При этом в образцах опытной плавки 1 (с проведенной ТВО) присутствовали включения преимущественно размером менее 10 мкм, распределенные равномерно, крупные включения размером более 50 мкм отсутствовали.

Таким образом, при формировании железуглеродистого расплава низколегируемых трубных марок стали предлагается рассматривать проведение ТВО этого расплава именно на этапе выплавки в дуговой печи.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. Жидкая сталь. Москва: Металлургия; 1984:208.
- Цепелев В.С. Физика аморфных и нанокристаллических металлических расплавов: Методология анализа: Монография. Екатеринбург: Издательство Уральского университета; 2023:208.
- 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.
Burmashov 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>
- 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., Burmashov 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>
- Сомов С.А., Цепелев В.С., Конашков В.В. Экспериментальное определение величин поверхностного натяжения и кинематической вязкости расплавов трубных марок стали в условиях АО «Выксунский металлургический завод». *Вестник ПНИПУ*. 2018;20(1):5–17.
<https://doi.org/10.15593/2227-9877/2018.1.01>
Somov S.A., Tsepelev V.S., Konashkov V.V. Experimental determination of surface tension and kinematic viscosity of melts of tubular steel grades in conditions of JSC “Vyksa Metallurgical Plant”. *Vestnik PNIPIU*. 2018;20(1):5–17. (In Russ.). <https://doi.org/10.15593/2227-9877/2018.1.01>
- Явойский В.И., Кряковский Ю.В., Григорьев В.П., Нечкин Ю.М., Кравченко В.Ф., Бородин Д.И. Металлургия стали: Учебник для ВУЗов. Москва: Металлургия; 1983:584.
- Баум Б.А., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. Равновесные и неравновесные состояния металлических расплавов. Фундаментальные исследования физикохимии металлических расплавов. Москва: ИКЦ «Академкнига»; 2002:214–228.
- Хлыбов А.А., Ворожева Е.Л., Сметанин К.С., Хлыбов О.С. Современные методы изучения структуры при разработке технологии производства микролегируемой трубной стали. *Черные металлы*. 2024;(8):15–25.
Khlybov A.A., Vorozheva E.L., Smetanin K.S., Khlybov O.S. Advanced methods of studying the structure when developing technology for production of microalloyed pipe steel. *Chernye metally*. 2024;(8):15–25. (In Russ.).
- Verhoeven J.D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000;9(3):286–296.
<https://doi.org/10.1361/105994900770345935>
- Cobo S.J., Sellars C.M. Microstructural evolution of austenite under conditions simulating thin slab casting and hot direct rolling. *Ironmaking and Steelmaking*. 2001;28(3): 230–236. <https://doi.org/10.1179/030192301678082>
- Zhou T., Eng B., Eng M. Control of Microstructure during Solidification and Homogenization of Thin-Slab Cast Direct-Rolling (TSCDR) Microalloyed Steels. Hamilton: McMaster University; 2010:237.
- Presslinger H., Mayr M., Tragl E., Bernhard C. Assessment of the primary structure of slabs and the influence on hot- and cold-rolled strip structure. *Steel Research International*. 2006;77(2):107–115.
<https://doi.org/10.1002/srin.200606362>
- Won Y.M., Thomas B. Simple model of microsegregation during solidification of steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001;32(7):1755–1767.
<https://doi.org/10.1007/s11661-001-0152-4>
- Rodriguez-Galeano K.F., Romano-Acosta L.F., Palmiere E.J., Rainforth W.M. A new approach to etching low-carbon microalloyed steels to reveal prior austenite grain boundaries and the dual-phase microstructure. *Journal of Microscopy*. 2023;289(2):73–79.
<https://doi.org/10.1111/jmi.13153>
- Манохин А.И. Получение однородной стали. Москва: Металлургия; 1978:224.
- Ефимов В.А. Формирование стального слитка: сб. научных трудов. Академия наук УССР, Институт проблем литья. Москва: Металлургия; 1986:88.

17. Казаков А.А., Пахомова О.В., Казакова Е.И. Исследование литой структуры промышленного сляба феррито-перлитной структуры. *Чёрные металлы*. 2013;(9):15–20. Kazakov A.A., Pakhomova O.V., Kazakova E.I. Study of evolution of cast structure in plastic deformation of ferrite-pearlite steel. *Chernye metall*. 2013;(9):15–20. (In Russ.).
18. Vander Voort G. F. Image analysis. In: *Metals ASM Handbook. Materials Characterization*. Metals Park, OH; 1986; (10):309–322. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v10.a0001755>
19. Karasev A.V., Suito H. Analysis of size distributions of primary oxide inclusions in Fe10 mass pct Ni-M ($M = \text{Si, Ti, Al, Zr, and Ce}$) alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 1999;30(2):259–270. <https://doi.org/10.1007/s11663-999-0055-0>
20. Ohta H., Suito H. Characteristics of particle size distribution of deoxidation products with Mg, Zr, Al, Ca, Si/Mn and Mg/Al in Fe10 mass % Ni alloy. *ISIJ International*. 2006;46(1):14–21. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.46.14>
21. Kanbe Y., Karasev A., Todoroki H., Jönsson P.G. Application of extreme value analysis for two- and three-dimensional determinations of the largest inclusion in metal samples. *ISIJ International*. 2011;51(4):593–602. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.593>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Сергей Александрович Сомов, начальник отдела Инженерно-технологического центра, АО «Выксунский металлургический завод»

ORCID: 0009-0007-9338-9201

E-mail: somov_sa@vsw.ru

Евгения Львовна Ворожева, к.т.н., главный специалист, АО «Выксунский металлургический завод»

ORCID: 0000-0003-1728-7776

E-mail: vorozheva_el@vsw.ru

Владимир Степанович Цепелев, д.т.н., доцент, профессор кафедры безопасности жизнедеятельности в техносфере, 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

Владимир Александрович Мurysev, главный специалист Инженерно-технологического центра, АО «Выксунский металлургический завод»

E-mail: murysev_va@vsw.ru

Илья Владимирович Некрасов, к.т.н., доцент кафедры металлургии железа и сплавов Института новых материалов и технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-7240-1319

E-mail: ivn84@bk.ru

Sergei A. Somov, Head of the Department of the Engineering and Technology Center, JSC “Vyksa Metallurgical Plant”

ORCID: 0009-0007-9338-9201

E-mail: somov_sa@vsw.ru

Evgeniya L. Vorozheva, Cand. Sci. (Eng.), Chief Specialist, JSC “Vyksa Metallurgical Plant”

ORCID: 0000-0003-1728-7776

E-mail: vorozheva_el@vsw.ru

Vladimir S. Tsepelev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Life Safety in the Technosphere, 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

Vladimir A. Murysev, Chief Specialist of the Engineering and Technology Center, JSC “Vyksa Metallurgical Plant”

E-mail: murysev_va@vsw.ru

Il'ya V. Nekrasov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy of Iron and Alloys of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-7240-1319

E-mail: ivn84@bk.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. А. Сомов – обзор литературных данных, планирование исследования, постановка задачи исследований, проведение лабораторных опытов, анализ результатов, подготовка текста, формирование выводов.

Е. Л. Ворожева – подготовка и травление образцов, металлографическое исследование с применением оптической микроскопии, анализ результатов, редактирование статьи.

В. С. Цепелев – формирование основной концепции, анализ и обсуждение результатов, научное руководство.

В. А. Мurysev – отбор промышленных образцов, анализ лабораторных испытаний, обсуждение результатов.

И. В. Некрасов – консультация в исследованиях и написании работы, обсуждение результатов, доработка текста, корректировка выводов.

S. A. Somov – review of literary data, research planning, setting the research task, carrying out laboratory tests, analysis of results, writing the text, formation of conclusions.

E. L. Vorozheva – preparation and etching of the samples, metallographic research using optical microscopy, analysis of results, editing the text.

V. S. Tsepelev – conceptualization, analysis and discussion of results, scientific guidance.

V. A. Murysev – selection of industrial samples, analysis of laboratory tests, discussion of results.

I. V. Nekrasov – consulting in the research and writing the article, discussion of results, revision of the text, correction of conclusions.

Поступила в редакцию 30.12.2025

После доработки 30.01.2026

Принята к публикации 03.04.2026

Received 30.12.2025

Revised 30.01.2026

Accepted 03.04.2026