



Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

2.6.17 – Материаловедение (технические науки)

УДК 620.18, 620.181.4

doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2026.02.039

EDN: HGMGRY

ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ НЕЛЕГИРОВАННОГО ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО ЧУГУНА МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Артём Михайлович Шишкин ¹, Алексей Геннадьевич Панов ²,
Дмитрий Андреевич Гуртовой ³, Надежда Георгиевна Дегтярёва ⁴

^{1, 2, 4} Набережночелнинский институт (филиал) ФГАОУ ВО КФУ, Набережные Челны, Россия

² ФГБОУ ВО «ЯГТУ», Ярославль, Россия

^{1, 3} ПАО «КАМАЗ», Набережные Челны, Россия

¹ zaretm@mail.ru

² panov.ag@mail.ru

³ gurtovoyda@mail.ru

⁴ dnadegda@list.ru

Аннотация. В статье продемонстрированы результаты исследований в области термического анализа затвердевания доэвтектического нелегированного чугуна с различными типами микроструктур. Отмечена важность первичной кристаллизации как ключевого этапа в формировании микроструктуры будущей отливки. Приведены материалы, методы и оборудование, применяемые при реализации метода термического анализа в собственных экспериментах. Представлены параметры модели структурообразования, которая включает в себя перечень ключевых температурных точек фазовых превращений, теоретические показатели кристаллизации эвтектики и теоретические показатели качества чугуна расплава. Показаны микроструктуры 4-х образцов, исследованные при помощи метода световой микроскопии. Описаны закономерности поведения кривой охлаждения в зависимости от технологических особенностей изготовления образцов. Экспериментально доказано, что модели кристаллизации до- и околоэвтектических чугунов имеют различное поведение, связанное с отличиями в механизме их фазовых превращений при первичной кристаллизации. Сделаны выводы, согласно которым параметры моделей первичной кристаллизации могут быть использованы для прогноза процессов структурообразования при кристаллизации доэвтектического расплава.

Ключевые слова: доэвтектический чугун, нелегированный чугун, термический анализ, кривые охлаждения, микроструктура, модель структурообразования.

Для цитирования: Шишкин А. М., Панов А. Г., Гуртовой Д. А., Дегтярёва Н. Г. Построение моделей структурообразования нелегированного доэвтектического чугуна методом термического анализа // Ползуновский вестник. 2026. № 2, С. 273–280. doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2026.02.039. EDN: <https://elibrary.ru/HGMGRY>

Original article

BUILDING MODELS OF STRUCTURE FORMATION OF UNALLOYED HYPOEUTECTIC CAST IRON USING THERMAL ANALYSIS

Artem M. Shishkin ¹, Alexey G. Panov ²,
Dmitry A. Gurtovoy ³, Nadezhda G. Degtyareva ⁴

^{1, 2, 4} Naberezhnye Chelny Institute (branch) K(P)FU, Naberezhnye Chelny, Russia

² FGBOU VO "YAGTU", Yaroslavl, Russia

^{1, 3} KAMAZ PTC, Naberezhnye Chelny, Russia

¹ zaretm@mail.ru

² panov.ag@mail.ru

³ gurtovoyda@mail.ru

⁴ dnadegda@list.ru

Abstract. The article presents the results of research in the field of thermal analysis of the solidification of hypoeutectic unalloyed cast iron with various types of microstructures. The importance of primary crystallisation as a key stage in the formation of the microstructure of the future casting is noted. It details the materials, methods, and equipment used in the implementation of the thermal analysis method in the authors' experiments. The parameters of the structural formation model are provided, which include a list of key temperature points of phase transformations, theoretical indicators of eutectic crystallisation, and theoretical quality indicators of the cast iron melt. Microstructures of four samples, investigated using light microscopy, are presented. The patterns of the cooling curve behaviour are described in relation to the technological features of sample production. It is experimentally demonstrated that the crystallisation models of

© Шишкин А. М., Панов А. Г., Гуртовой Д. А., Дегтярёва Н. Г., 2026

both hypoeutectic and near-eutectic cast irons exhibit different behaviours associated with the differences in the mechanisms of their phase transformations during primary crystallisation. Conclusions are drawn indicating that the parameters of the primary crystallisation models can be used to predict the structural formation processes during the crystallisation of hypoeutectic melts.

Keywords: hypoeutectic cast iron, unalloyed cast iron, thermal analysis, cooling curves, microstructure, structure formation model.

For citation: Shishkin, A. M., Panov, A. G., Gurtovoy, D. A. & Degtyareva, N. G. (2026). Building models of structure formation of unalloyed hypoeutectic cast iron using thermal analysis. *Polzunovskiy vestnik*, (2), 273-280. (In Russ). doi: 10/25712/ASTU.2072-8921.2026.02.039. EDN: <https://elibrary.ru/HGMGRY>.

ВВЕДЕНИЕ

Несмотря на стремительное развитие новых машиностроительных материалов, чугун остается одним из наиболее востребованных сплавов благодаря сочетанию высокой прочности, износостойкости, демпфирующих свойств, низкой стоимости и хорошей обрабатываемости резанием. Механические, физические и эксплуатационные свойства чугуна напрямую зависят от его микроструктуры – соотношения феррита и перлита, наличия графита – его формы и распределения, а также присутствия цементита.

В условиях жесткой рыночной конкуренции производители отливок должны постоянно стремиться к улучшению качества своей продукции. В теории и практике контроля качества расплавов чугуна известен метод термического анализа (ТА). С помощью метода ТА можно создавать графические модели структурообразования отливок в области кристаллизации и последующего охлаждения путём записывания, анализа и вербального описания кривых охлаждения расплава, которые коррелируют с процессом зарождения, роста и трансформации твёрдых фаз [1].

Суть термического анализа заключается в том, что с помощью одной или нескольких термопар, вставляемых в литейную форму, измеряется и записывается зависимость температуры расплава от времени. Фиксация температуры расплава происходит несколько раз в секунду. Формой могут быть стандартные испытательные стаканчики, выполненные из формочной песочной смеси, или металлические (рисунк 1).

Процесс формирования микроструктуры (структурообразование) чугунов является совокупностью сложных физико-химических явлений. Данный процесс можно разделить на два этапа: первичная и вторичная кристаллизация. При первичной кристаллизации доэвтектического чугуна из расплава формируются твердые фазы – первичные зерна аустенита

(дендриты аустенита) и эвтектика (аустенитно-графитная или аустенитно-цементитная). При вторичной кристаллизации происходит так называемая «перекристаллизация», связанная с распадом аустенита на феррит и перлит, т.е. происходят структурные изменения уже имеющихся твердых фаз [2].

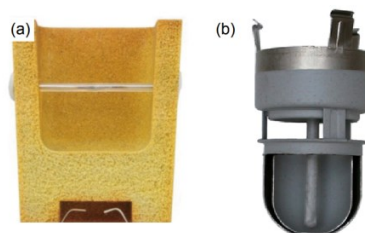


Рисунок 1 – Примеры испытательных стаканчиков для анализа кривых охлаждения: (а) стаканчик из смеси на песочной основе с одноразовой термопарой (Heraeus Electro-Nite); (б) стальной стаканчик (Sinter Cast AB) с двумя термопарами, помещёнными в защитную трубку [3]

Figure 1 – Examples of test cups for cooling curve analysis:
(a) sand cup with disposable thermocouple (Heraeus Electro-Nite);
(b) steel cup (Sinter Cast AB) with two thermocouples in the protective tube [3].

Авторы работы [4] приводят наглядную иллюстрацию кривой охлаждения с критическими точками фазовых превращений (рисунок 2). Для полноты картины добавим на данное изображение границы первичной (I) и вторичной (II) кристаллизации. Первичная кристаллизация ограничена линиями TL и TS, которые обозначают критические точки ликвидус и солидус соответственно, вторичная же кристаллизация ограничена линиями TS и PSK, где последняя обозначает критическую точку эвтектидного превращения и завершение процесса перекристаллизации.

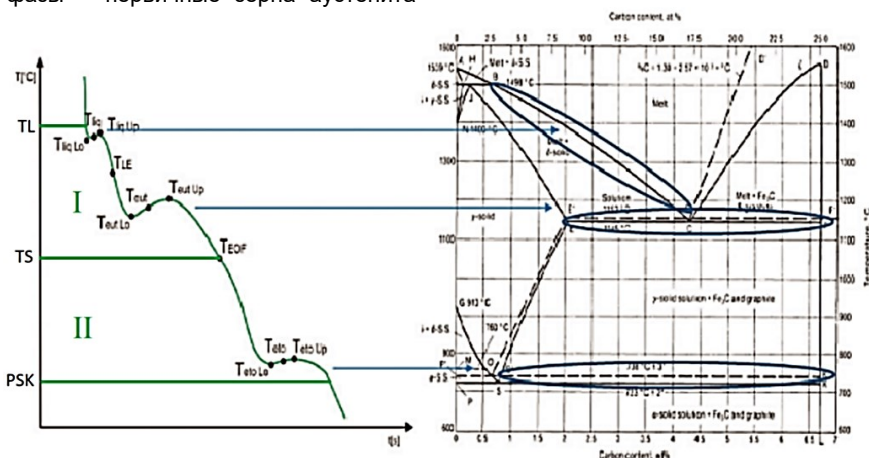


Рисунок 2 – Иллюстрация кривой охлаждения с критическими точками фазовых превращений [4]

Figure 2 – Illustration of a cooling curve with critical points of phase transformations [4]

ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ НЕЛЕГИРОВАННОГО ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО ЧУГУНА МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Первичная кристаллизация чугуна является ключевым этапом формирования микроструктуры и зависит от многих технологических параметров: химического состава и строения расплава, скорости охлаждения, количества добавляемых модификаторов и др. Таким образом, первичная кристаллизация закладывает начальную структуру чугуна, которая определяет последующие фазовые превращения и механические свойства отливки. Понимание процесса первичной кристаллизации позволит управлять качеством расплава и принимать оперативные меры по устранению несоответствий микроструктуры.

Целью данной работы является получение графических моделей первичной кристаллизации доэвтектических чугунов с различными типами микроструктур путем проведения экспериментального исследования в производственных условиях.

МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ И ОБОРУДОВАНИЕ

Исследование проведено на производственных площадках ООО «Центр Цифровых Технологий» в городе Казань. Для проведения эксперимента применялось оборудование производства компании Heraeus Electro-Nite. На рисунке 3 приведена схема измерительной системы, состоящей:

- из кристаллизационного стаканчика;
- из стэнда для установки кристаллизационного стаканчика с контактным блоком Quik-Cup;
- из компенсационного кабеля;
- из разъема для подключения кабеля к регистрирующему прибору;
- из регистрирующего прибора Quik-Lab E.

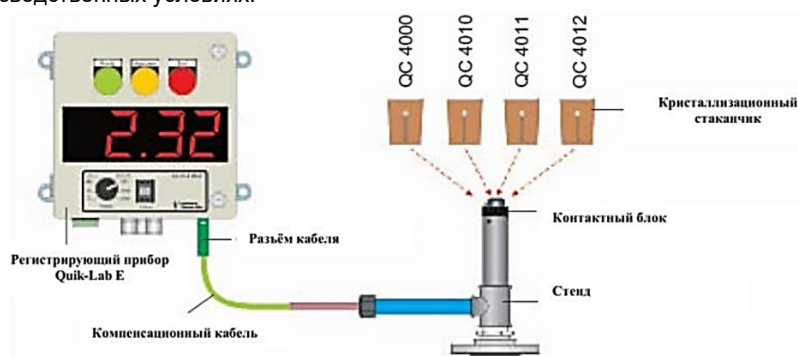


Рисунок 3 – Схема измерительной системы для проведения ТА [5]

Figure 3 – Diagram of the measuring system for TA conducting [5]

Измерительная система работает под управлением программы Melt Control, состоящей из нескольких регистрирующих приборов Quik-Lab E Win Process. В её состав также входит прибор Digitemp E Win Process для измерения температуры ванны и центральный компьютер, принимающий и обрабатывающий данные с регистрирующих приборов.

Кристаллизационный стаканчик – это инструмент термического анализа, при помощи которого происходит формирование литого образца определенных размерных характеристик. В нашем исследовании применяли стаканчики QC4000 Cover (рисунок 4).



Рисунок 4 – Кристаллизационный стаканчик QC4000 Cover [5]

Figure 4 – Crystallization cup QC4000 Cover [5]

Их отличительной особенностью является наличие «крышки», которая необходима для получения образца на анализ химического состава.

В качестве плавильного агрегата использовалась индукционная печь объемом 0,4 тонны с корундовой (нейтральной) футеровкой. Шихтовые материалы приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Шихтовые материалы
Table 1 – Charge materials

Наименование материала	Масса, кг
Чугун переделный ПЛ2-1-А-1 ГОСТ 805-95	143
Стальной лом и отходы 8А ГОСТ 2787-75	22
Возврат собственного производства (ВЧ, согласно СТП)	55
Медь	1,3

Резку образцов для исследования методом световой оптической микроскопии проводили в двух местах: вначале отрезали «крышку» для анализа химического состава, затем разрезали «слиток» на две равные части (по центру). Изображение образца с линиями резания приведено на рисунке 5.

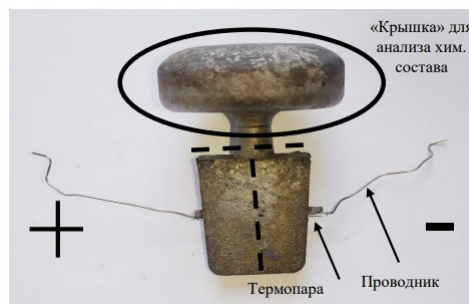


Рисунок 5 – Фото образца с обозначением линий резания (пунктирные линии)

Figure 5 – Photo of the sample with cutting lines indicated (dotted lines)



Рисунок 6 – Фото образцов

Figure 6 – Photo of the samples

Микроструктуру образцов исследовали после шлифовки и полировки в области термопары (рисунок 7).



Рисунок 7 – Фото образцов с указанием места исследования микроструктуры

Figure 7 – Photo of the samples with the location of the microstructure examination

Исследование микроструктуры проведено при помощи металлографического микроскопа Neophot-32 (рисунок 8).



Рисунок 8 – Фото металлографического микроскопа Neophot-32

Figure 8 – photo of the Neophot-32 metallographic microscope

Для получения образцов проведено 2 плавки. Первая цифра в обозначении образцов соответствует номеру плавки, вторая месту отбора – печь (1) или ковш (2). Описание технологических особенностей изготовления образцов:

- образец 1-1 – печной, без обработки;
- образец 1-2 – ковшевой, обработан ФС75 (0,3 %), Сферомаг 631 (1,8 %) и Сибар 4 (0,3 %);
- образец 2-1 – печной, обработан БСК-2 (0,3 %) с добавлением науглероживателя для корректировки химического состава расплава по углероду;
- образец 2-2 – ковшевой, обработан ФС75 (0,3 %), Сферомаг 631 (1,8 %) и Сибар 4 (0,3 %) с добавлением Р20 (0,3 %).

Для анализа химического состава образцов применялся оптический эмиссионный спектральный анализ (ОЭСА). Химический состав образцов приведен в таблице 2.

Таблица 2 – Химический состав образцов / Table 2 – Chemical composition of the samples

Образец	C	Si	Mn	Cr	Cu	P	S	Mg
1-1	3,72	1,00	0,15	0,018	0,25	0,02	0,013	-
1-2	3,29	2,60	0,18	0,023	0,48	0,03	0,010	0,058
2-1	3,83	1,00	0,17	0,013	0,25	0,03	0,010	-
2-2	3,65	2,65	0,18	0,018	0,50	0,04	0,008	0,050

РЕЗУЛЬТАТЫ

В результате проведенного эксперимента получены кривые охлаждения для каждого образца (рисунок 9).

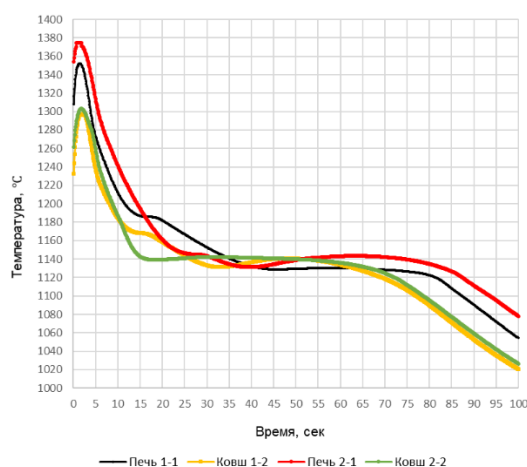


Рисунок 9 – Кривые охлаждения образцов

Figure 9 – Sample cooling curves

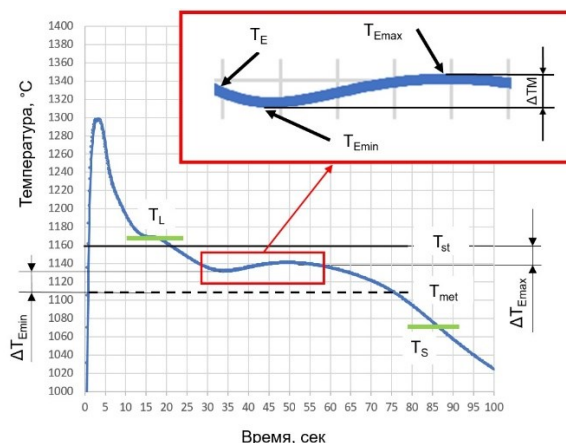


Рисунок 10 – Графическая иллюстрация ключевых температурных точек кривой охлаждения доэвтектического чугуна

Figure 10 – Graphical illustration of the key temperature points of the cooling curve of hypoeutectic cast iron

Исследование кривых охлаждения расплава заключается в анализе ключевых температурных точек

ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ НЕЛЕГИРОВАННОГО ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО ЧУГУНА МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

кривой охлаждения (точек перегиба и экстремумов графика), которые показывают начало и/или завершение процессов фазовых превращений. На основании ключевых температурных точек проводится расчет теоретических показателей качества чугунного расплава. На рисунке 10 приведена графическая иллюстрация ключевых температурных точек кривой охлаждения.

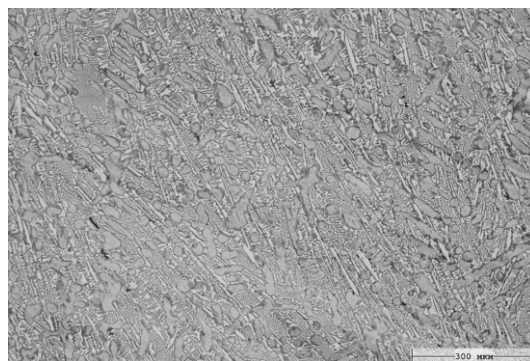
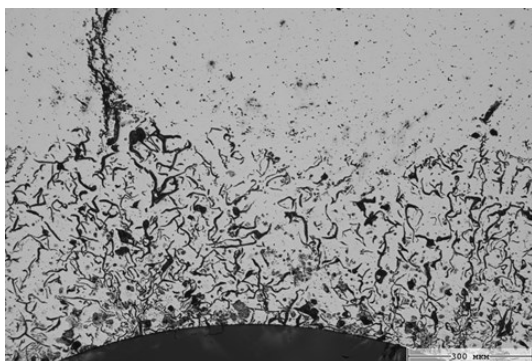
В таблице 3 приведен перечень ключевых температурных точек при первичной кристаллизации, полученных в результате эксперимента, а также рассчитан-

ные на их основе теоретические показатели качества чугунного расплава. Теоретические показатели кристаллизации эвтектики рассчитаны по результатам анализа химического состава образцов. Показатели, приведенные ниже, в сочетании с графиками рисунка 9, можно рассматривать как элементы графической модели первичной кристаллизации до- и околоэвтектических чугунов. На рисунке 11 приведены фотографии микроструктуры образцов, сделанные в области термопары.

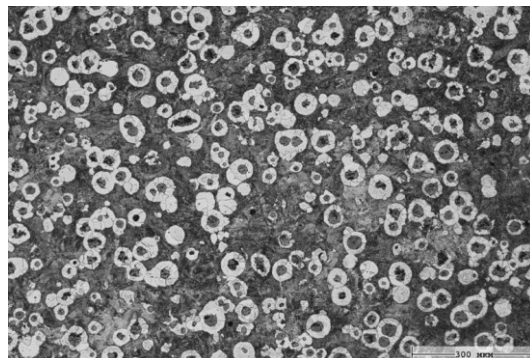
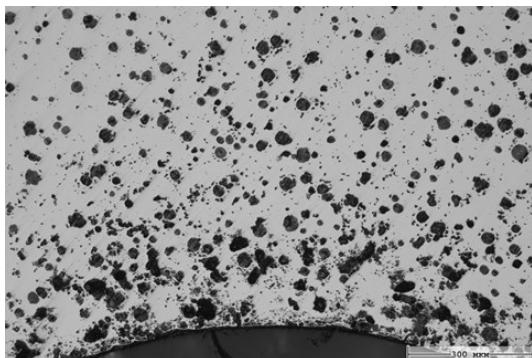
Таблица 3 – Перечень ключевых температурных точек фазовых превращений при первичной кристаллизации, теоретические показатели кристаллизации эвтектики и теоретические показатели качества чугунного расплава (элементы модели первичной кристаллизации до- и околоэвтектических чугунов)

Table 3 – List of key temperature points of phase transformations during primary crystallization, theoretical indicators of eutectic crystallization, and theoretical indicators of the quality of cast iron melt (elements of the primary crystallization model of hypo- and near-eutectic cast irons)

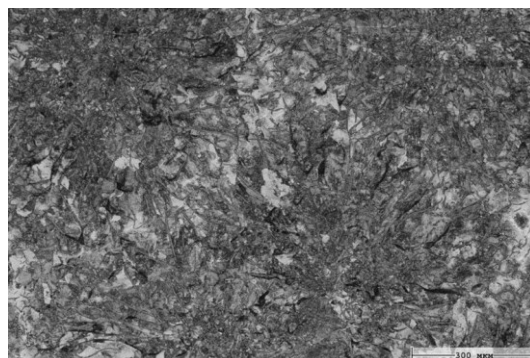
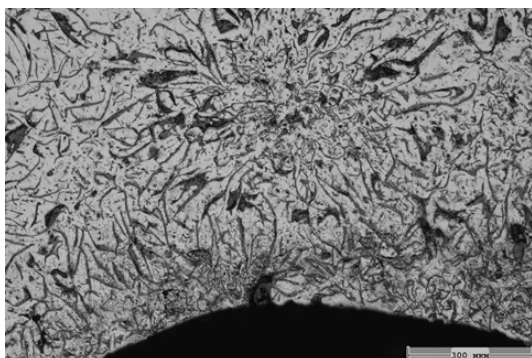
	Символ	Значения для образцов				Описание
		1-1	1-2	2-1	2-2	
Ключевые температурные точки кривой охлаждения, °C	T _L	1185,3	1168,3	1145,1	1139,1	Температура ликвидуса – температура, при которой в расплаве, вследствие его охлаждения, появляются либо первые кристаллы аустенита в доэвтектических чугунах, либо эвтектики в эвтектических чугунах
	T _E	1129,3	1135,2	1135,2	1141,1	Температура эвтектики – температура начала эвтектического превращения
	T _{Emin}	1128,5	1131,3	1131,4	1139,1	Температура переохлаждения эвтектики
	T _{Emax}	1129,8	1140,7	1143,3	1142,3	Максимальная эвтектическая температура, обусловленная выделением скрытой теплоты кристаллизации
	ΔT _M	1,3	9,4	11,9	3,2	Значение рекалесценции – разница между T _{Emax} и T _{Emin}
	T _S	1072,8	1070,5	1089,1	1068,6	Температура солидуса – температура окончания процесса кристаллизации расплава
Теоретические показатели кристаллизации эвтектики	T _{st}	1152,8	1160,3	1153,7	1160,4	Теоретическая температура кристаллизации стабильной эвтектики, рассчитываемая по формуле: $T_{st} = 1149,1 + 4,7\%Si - 4\%Mn - 44\%P + 2,7\%Cu + \%Ni + 1,8\%Co + 13,9\%Al - 17,7\%Mo - 10,5\%Cr - 9,3\%Sn - 5,2\%Sb - 6,1\%W - 3,7\%Nb - 14,8\%V - 80,3\%B$
	T _{met}	1129,7	1110,4	1130,6	1109,4	Теоретическая температура кристаллизации метастабильной эвтектики, рассчитываемая по формуле: $T_{met} = 1142,6 - 11,6\%Si - 0,75\%Mn - 46,2\%P - 1,4\%Cu - 1,1\%Ni - 0,7\%Co - 1,8\%Al - 14,5\%Mo + 5,9\%Cr - 6\%Sn - 5,1\%Sb - 2,8\%W + 3,3\%V - 26\%B$
Теоретические показатели качества чугунного расплава	tg (α)	0,124	0,614	0,509	0,237	Тангенс угла наклона α касательной к участку рекалесценции, рассчитываемый по формуле: $tg(\alpha) = \frac{T_{Emax} - T_{Emin}}{(t_{Emax} - t_{Emin})}$
	α, °	7,06	31,58	26,97	13,34	Угол наклона α касательной к участку рекалесценции, рассчитанный по формуле: $\alpha^\circ = arctg(tg(\alpha)) * \frac{180}{\pi}$
	CEL	3,90	4,01	4,26	4,27	Углеродный эквивалент, рассчитываемый по формулам: CEL = 14,45 – 0,0089*T _L – для ЧПГ CEL = 14,45 – 0,0089*(T _L +5) – для ЧВГ и ЧШГ
	ΔT _{Emax}	23,0	19,6	10,4	18,1	Разница между теоретической температурой кристаллизации стабильной эвтектики и фактической максимальной эвтектической температурой, рассчитываемая по формуле: ΔT _{Emax} = T _{st} - T _{Emax}
	ΔT _{Emin}	-1,22	20,9	0,8	29,7	Разница между фактической минимальной эвтектической температурой и теоретической температурой кристаллизации метастабильной эвтектики, рассчитываемая по формуле: ΔT _{Emin} = T _{Emin} - T _{met}



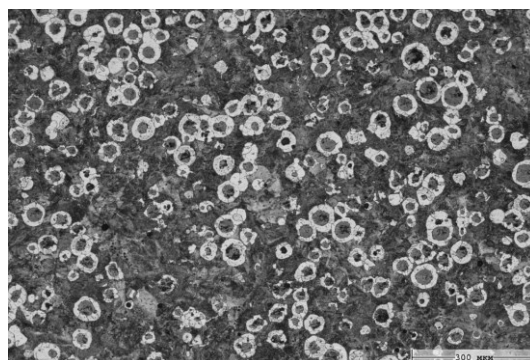
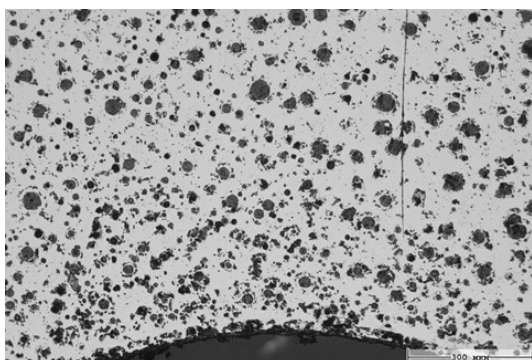
Печной образец 1-1 (без обработки): слева – не травлено x100; справа – травлено x100



Ковшевой образец 1-2 (обработан ФС75 (0,3 %), Сферомаг 631 (1,8 %) и Сибар 4 (0,3 %)): слева – не травлено x100; справа – травлено x100



Печной образец 2-1 (обработан БСК-2 (0,3%) с добавлением науглероживателя): слева – не травлено x100; справа – травлено x100



Ковшевой образец 2-2 (обработан ФС75 (0,3 %), Сферомаг 631 (1,8 %) и Сибар 4 (0,3 %) с добавлением Р20 (0,3 %)): слева – не травлено x100; справа – травлено x100

Рисунок 11 – Фотографии микроструктуры образцов в области термопары
Figure 11 – Photos of the microstructure of samples in the thermocouple area

ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ НЕЛЕГИРОВАННОГО ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО ЧУГУНА МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Образец 1-1, полученный из первого печного расплава, имеет наименьшее значение рекалесценции ΔT_M ($1,3^\circ\text{C}$) и угол наклона α ($7,06^\circ$) касательной к участку рекалесценции. Наряду с этим наблюдается переохлаждение эвтектики ниже теоретической температуры кристаллизации метастабильной эвтектики ΔT_{Emin} ($-1,22^\circ\text{C}$), и большая разница между теоретической температурой кристаллизации стабильной эвтектики и фактической максимальной температурой ΔT_{Emax} ($23,0^\circ\text{C}$). Микроструктура образца представляет собой преимущественно аустенитно-цементитную эвтектику с первичным аустенитом, а вокруг термопары дополнительно с тонкопластинчатым графитом в виде каймы (порядка $0,4\text{ мм}$).

Образец 1-2 представляет собой чугун из расплава образца 1-1, обработанного графитизирующим и сфероидизирующим модификатором. Значения рекалесценции ΔT_M ($9,4^\circ\text{C}$) и угла наклона α ($31,58^\circ$) касательной к участку рекалесценции увеличились. Значение разницы переохлаждения эвтектики оказалось существенно выше печного образца ΔT_{Emin} ($20,9^\circ\text{C}$), показатель ΔT_{Emax} ($19,6^\circ\text{C}$) уменьшился. Микроструктура образца состоит из перлитно-ферритной металлической основы и графита шаровидной формы (ШГФ5,4 ШГД25, ШГр1, ШГ10).

Образец 2-1 из печного расплава 2 в сравнении с печным аналогом 1-1 имеет большее значение рекалесценции ΔT_M ($11,9^\circ\text{C}$) и угол наклона α ($26,97^\circ$) касательной к участку рекалесценции. Значение разницы переохлаждения эвтектики незначительно больше - ΔT_{Emin} ($0,8^\circ\text{C}$), однако имеет положительное значение. Показатель ΔT_{Emax} ($10,4^\circ\text{C}$) значительно уменьшился. Микроструктура образца состоит из металлической основы в виде перлита, розеточных колоний пластинчатого графита и незначительного количества участков ледебурита.

Кривая охлаждения образца 2-2, полученного из расплава образца 2-1, обработанного графитизирующим и сфероидизирующим модификатором, аналогично образцу 1-2, но с дополнительной обработкой гомогенизирующим модификатором, в отличие от остальных, не имеет четко выраженной температурной площадки T_L , что в совокупности с углеродным эквивалентом $CEI=4,27$ говорит нам об околоэвтектическом составе данного образца. Вместе с тем, микроструктура образца 2-2 схожа с микроструктурой образца 1-2 и аналогично последней состоит из перлитно-ферритной металлической основы и графита шаровидной формы (ШГФ5,4 ШГД25, ШГр1, ШГ10). Несмотря на схожесть микроструктур и теоретических показателей кристаллизации эвтектики (хим. состава), отличия заключаются в ключевых температурных точках кривой охлаждения и теоретических показателях качества чугунного расплава.

ОБСУЖДЕНИЕ

При построении модели структурообразования нужно учитывать тот факт, что термический анализ дает различные результаты для до- и околоэвтектических чугунов. Это связано с тем, что с увеличением значения CEI , температурная площадка ликвидус T_L приближается к значению температуры кристаллизации эвтектики T_E и при околоэвтектическом составе ($CEI \approx 4,3$) практически совпадает с ней, либо вовсе отсутствует. Таким образом происходит «наложение» двух ключевых температурных точек кривой охлаждения, что отражается на записи остальных ключевых точек и теоретических показателях качества чугунного расплава.

Наглядный пример «наложения» двух ключевых температурных точек при кристаллизации околоэвтектического чугуна можем наблюдать на образце 2-2 – температурная точка T_E находится выше T_L , при этом последняя имеет одинаковое значение $1139,1^\circ\text{C}$ с температурой T_{Emin} . Это явление может быть связано с особенностью программного обеспечения, при которой ав-

торы не учли возможность «отсутствия» точки T_L при анализе околоэвтектических чугунов.

Различие в показаниях термоанализа между до- и околоэвтектическим чугуном также можно объяснить механизмами фазовых превращений, происходящих при кристаллизации.

Известно, что ведущей фазой при кристаллизации доэвтектического чугуна является аустенит (рисунок 12). По достижении расплавом температуры T_L , начинается процесс кристаллизации аустенита, который сопровождается ростом дендритов от стенок стаканчика (вовнутрь, зона 1). Процесс кристаллизации продолжается до достижения расплавом температуры начала кристаллизации эвтектики T_E . В доэвтектическом чугуне сразу же после начала кристаллизации эвтектики дендриты аустенита продолжают оказывать доминирующее воздействие на процесс роста, поскольку количество образующейся эвтектики со временем увеличивается медленно (зона 2). После достижения максимального переохлаждения (T_{Emin}) увеличивающееся количество образующейся эвтектики вызывает смещение кристаллизации из зон 1 и 2, где преобладают дендриты аустенита, в зоны 3 и 4, где преобладает графит.

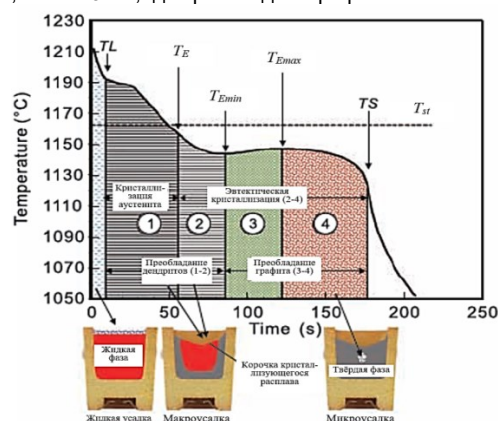


Рисунок 12 – Кривая охлаждения доэвтектического чугуна с характерными температурами, показывающими диапазоны кристаллизации [3]

Figure 12 – Cooling curve of hypoeutectic cast iron with characteristic temperatures showing the crystallization ranges [3]

В околоэвтектических чугунах процесс кристаллизации начинается в температурной точке T_E (зона 2) – эвтектика является ведущей структурной составляющей. Разницу в значении рекалесценции ΔT_M , а следовательно, и других показателей между образцами 1-2 и 2-2, можно объяснить отсутствием затрат свободной энергии в последнем на конкурирующий рост эвтектики с дендритами аустенита.

Таким образом, можно сделать **первый** вывод – модели кристаллизации до- и околоэвтектических чугунов иллюстрируют различное поведение, связанное с отличиями в механизме их фазовых превращений при первичной кристаллизации.

Полученные данные также показывают, что переохлаждение расплава ниже теоретической температуры кристаллизации метастабильной эвтектики T_{met} , даже на $-1,22^\circ\text{C}$ в образце 1-1, с очень близкими значениями температур эвтектики и максимальной температуры эвтектики, что соответствует минимальному углу наклона α , приводит к практически полному отбеливанию микроструктуры (помимо графитовой каймы вокруг термопары).

В то же время в печном образце 2-1, в котором фактическое переохлаждение так же близко к теоретической температуре кристаллизации стабильной эвтектики, отличается лишь на $0,8^\circ\text{C}$, но в более высокую сторону и сочетается с более высокими ΔT_{Emin} и α , цементит в структуре почти отсутствует.

Можно сделать **второй** вывод о том, что показатель ΔT_{Emin} может быть использован как показатель степени риска формирования метастабильной эвтектики (ледебурита) в структуре при кристаллизации расплава.

Сравнивая значения параметров ΔT_{M} и угла наклона α для печных образцов, можно увидеть, что в образце 2-1 оба показателя увеличили свои значения в связи с ростом степени графитизации. Показатель ΔT_{Emax} уменьшился, что означает сближение фактической температуры кристаллизации стабильной эвтектики с теоретической. Наличие ледебурита в микроструктуре образца 2-1 также можно объяснить разницей фактической и теоретической эвтектических температур на 10,4 °C.

Таким образом, можно сделать **третий** вывод, что показатели ΔT_{M} , угол наклона α и ΔT_{Emax} могут служить индикаторами степени графитизации расплава – при увеличении ΔT_{M} и угла наклона α и уменьшении ΔT_{Emax} степень графитизации в образце 2-1 увеличилась.

Ковшевой образец 1-2 имеет отличающиеся от печных образцов параметры. В сравнении с ними можем наблюдать значительное снижение теоретической температуры кристаллизации метастабильной эвтектики T_{met} (примерно на 20 °C) за счет высокого содержания кремния (см. формулу расчета T_{met} в таблице 3). Значение параметра ΔT_{Emin} составляет 20,9 °C, что, согласно **второму** выводу, говорит о существенном снижении риска отбела расплава. Показатели ΔT_{M} и угол наклона α увеличились, но также увеличился показатель ΔT_{Emax} . Однако увеличение последнего не привело к образованию ледебурита, как в образце 1-1, что противоречит **третьему** выводу. Данное противоречие может быть вызвано различиями между образцами, заключающемся в форме графита и механизму его образования в целом.

Задачей будущих исследований является получение статистических данных о моделях кристаллизации чугуновых расплавов с различными типами микроструктур, а также поиск закономерностей их изменения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, в статье представлены графические модели кристаллизации чугуновых образцов, полученных из расплавов с различным химическим составом, структурным состоянием и формами графита.

1. Показано, что модели структурообразования для до- и околоэвтектических чугунов ведут себя по-разному в связи с различиями в механизме фазовых превращений.

Сделаны выводы, согласно которых элементы моделей первичной кристаллизации могут быть использованы для прогноза процессов структурообразования при затвердевании доэвтектического расплава:

2. Показатель ΔT_{Emin} может быть использован как показатель степени риска формирования метастабильной эвтектики (ледебурита) в структуре при кристаллизации расплава.

3. Показатели ΔT_{M} , угол наклона α и ΔT_{Emax} могут служить индикаторами степени графитизации расплава, однако требуется сбор дополнительных статистических данных для устранения выявленных в эксперименте противоречий.

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.*

Статья поступила в редакцию 17 декабря 2025; одобрена после рецензирования 24 апреля 2026; принята к публикации 18 мая 2026.

The article was received by the editorial board on 17 Dec 2025; approved after editing on 24 Apr 2026; accepted for publication on 18 May 2026.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Технология стабильного получения вермикулярного графита в отливках массового производства / С. Доусон [и др.] // Литейное производство. 2018. № 4. С. 7–12.
2. Гиршович Н.Г. Чугунное литье : учеб. пособие для металлург. специальностей высш. учеб. заведений : Москва, Ленинград : Металлургиздата, 1949. 708 с.
3. Stefanescu D.M., Suarez R., Kim S.B. 90 years of thermal analysis as a control tool in the melting of cast iron // China Foundry. 2020. 17(2). P. 69–84. doi: 10.1007/s41230-020-0039-x.
4. Термический анализ как средство контроля процесса получения ЧВГ / А.А. Токарев [и др.] // Литейщик России. 2021. № 5. С. 19–25.
5. Heraeus Electro-Nite официальный сайт. Челябинск. URL : <https://www.heraeus-electro-nite.com>. (дата обращения: 27.10.2025).

Информация об авторах

А. М. Шишкин – аспирант 2 года обучения кафедры «Материалов, технологий и качества» Набережно-челнинского института (филиала) ФГАОУ ВО КФУ.

А. Г. Панов – доктор технических наук, профессор кафедры технологий материалов, стандартизации и метрологии ФГБОУ ВО ЯГТУ, профессор кафедры «Материалов, технологий и качества» Набережно-челнинского института (филиала) ФГАОУ ВО КФУ.

Д. А. Гуртовой – кандидат технических наук, консультант первого заместителя генерального директора – исполнительного директора ПАО КАМАЗ.

Н. Г. Дегтярёва – старший преподаватель кафедры «Материалов, технологий и качества» Набережно-челнинского института (филиала) ФГАОУ ВО КФУ.

REFERENCES

1. Dawson, S., Panov, A.G., Gurtovoy, D.A. & Anikin, S.A. (2018). *Technology of stable production of vermicular graphite in castings of mass production*. Foundry production, (5), 7-12. (In Russ.).
2. Girshovich, N.G. (1949). *Cast iron casting: Training manual*. Moscow, St. Petersburg : Metallurgizdat. (In Russ.).
3. Stefanescu, D.M., Suarez, R. & Kim, S.B. (2020). 90 years of thermal analysis as a control tool in the melting of cast iron. *China Foundry*, 17(2), 69-84. doi: 10.1007/s41230-020-0039-x.
4. Tokarev, A.A., Bakin, I.V., Barkhatov, A.V., Boldyrev, D.A. & Kulakov, B.A. (2021). *Thermal analysis as a means of controlling the production process of CGI*. Foundrymen of Russia, (5), 19-25. (In Russ.).
5. *Sait the company "Heraeus Electro-Nite"*. Retrieved from <https://www.heraeus-electro-nite.com>. (In Russ.).

Information about the authors

A.M. Shishkin - is a 2nd year postgraduate student at the "Department of Materials, Technologies, and Quality" at the Naberezhnye Chelny Institute (branch) of Kazan Federal University.

A.G. Panov - Doctor of Technical Sciences, Professor at the Department of "Materials Technology, Standardization, and Metrology" at the Yaroslavl State Technical University, and Professor at the Department of "Materials, Technology, and Quality" at the Naberezhnye Chelny Institute (Branch) of the Kazan Federal University.

D.A. Gurtovoy - Candidate of Technical Sciences and a consultant to the First Deputy General Director and Executive Director of KAMAZ PTC.

N.G. Degtyareva - Senior Lecturer at the Department of "Materials, Technologies, and Quality" at the Naberezhnye Chelny Institute (branch) of Kazan Federal University.