

УДК 621.746

РАСЧЕТ ИЗМЕНЕНИЯ УДЕЛЬНЫХ ОБЪЕМОВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe – C В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА И ТЕМПЕРАТУРЫ

Габеля Д.И., к.т.н., доцент кафедры металлургии, машиностроения и технологического оборудования (digabelaia@chsu.ru)

Кабаков З.К., д.т.н., профессор кафедры металлургии, машиностроения и технологического оборудования (zkkabakov@chsu.ru)

Мащенко М.А., к.т.н., доцент кафедры металлургии, машиностроения и технологического оборудования

Череповецкий государственный университет
(162600, Россия, Вологодская обл., Череповец, пр. Луначарского, 5)

Аннотация. Представлена новая методика расчета температурных зависимостей удельных объемов сплавов равновесной системы Fe–C, основанная на известных расчетных и эмпирических зависимостях для определения изменения удельных объемов фаз от температуры и содержания углерода. Ранее большинство подобного рода расчетов основывалось на зависимостях С.Ф. Юрьева, которые получены для температуры ниже 1200 °С. При использовании этих формул при температурах выше 1200 °С удельный объем аустенита превышает удельный объем феррита. Однако известно, что аустенит имеет наименьший удельный объем среди всех фаз системы Fe–C. В связи с этим возникает необходимость в использовании других зависимостей, которые бы не противоречили физике процессов полиморфных и фазовых превращений в системе Fe–C. Получены общие зависимости для расчета удельных объемов сплавов отдельно для трех интервалов концентраций углерода, в которых изменения долей фаз от температуры рассчитываются по равновесной диаграмме Fe–C с использованием правила рычага. В качестве примера представлены результаты расчетного определения удельных объемов сплавов с содержанием углерода 0,05, 0,13 и 0,33 % в интервале температур 20 – 1600 °С. Выполнено сравнение представленных результатов с полученными с помощью пакета расчета фазовых диаграмм JMatPro®, на основе которого установлена адекватность предложенной расчетной методики. Разработанная методика может быть использована для расчетного определения удельных объемов сплавов, а также их плотности и коэффициента линейного расширения в зависимости от температуры и концентрации углерода. Полученные формулы для расчета удельных объемов позволяют корректно моделировать процессы затвердевания, охлаждения и усадки заготовок при непрерывной разливке сталей углеродистых марок с учетом эффектов фазовых превращений, а также использовать полученные результаты при настройке оборудования МНЛЗ.

Ключевые слова: удельный объем, плотность, фаза, усадка, линейное расширение.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-627-631

ВВЕДЕНИЕ

Удельный объем единицы вещества как величина, обратная его плотности, имеет практическое применение при термической обработке стали. Вместе с тем, используя эмпирические зависимости для расчета удельных объемов аустенита, феррита и других фаз, можно получить температурные зависимости для расчета не только удельных объемов сплавов системы Fe–C, но и их плотности.

Значения плотности сталей, необходимые для выполнения расчетных исследований, в частности, для моделирования процессов кристаллизации стали, обычно принимают в соответствии с табличными данными из справочной литературы [1 – 3]. Однако обычно приведены значения в низкотемпературном (0 – 1100 °С) интервале с шагом 100 °С. Данные для высоких температур встречаются крайне редко [2] ввиду того, что они экспериментально не определены.

ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ

Учитывая изложенное выше, в настоящей работе предложена методика расчета удельных объемов сплавов системы Fe–C на основе известных [4 – 7] зависимостей для определения удельных объемов $V(T)$ фаз при различном содержании углерода (см. таблицу).

Графики зависимости удельных объемов фаз от температуры, рассчитанных по формулам таблицы, представлены на рис. 1. Удельный объем аустенита, рассчитанный по разным формулам, имеет примерно одинаковые значения во всем диапазоне температур. Если мысленно продлить линии удельных объемов δ_1 - и γ_1 -фаз на рис. 2 в область высоких температур (>1100 °С), тогда удельный объем аустенита окажется больше объема феррита.

При расчете по методике, представленной в работе [6], такого эффекта не наблюдается, т.е. во всем рассматриваемом интервале температур удельный объ-

Зависимости для расчета удельных объемов $V(T)$, $\text{см}^3/\text{г}$, фаз системы Fe – C
Dependences for calculation of specific volumes $V(T)$, cm^3/g , of Fe – C system phases

Фаза	Зависимость для интервала температур	
	$0 < T < T_{GS}$ [4, 5]	$T_{GS} \leq T < 1600$ °C [6]
ж	–	$V_{\text{ж}}(T) = \frac{1000}{7100 - 73[\text{C}] - (0,8 - 0,09[\text{C}])(T - 1550)}$
δ	$V_{\delta}(T) = a_1 + b_1 T$	$V_{\delta}(T) = \frac{1000}{(8010,71 - 0,4724T) \left(1 + \frac{[\text{C}]}{100 - [\text{C}]}\right) (1 + 0,01343[\text{C}])^{-3}}$
γ	$V_{\gamma}(T) = a_2 + b_2 T + d[\text{C}]$	$V_{\gamma}(T) = \frac{1000}{(8105,91 - 0,5091T) \left(1 + \frac{[\text{C}]}{100 - [\text{C}]}\right) (1 + 0,008317[\text{C}])^{-3}}$
Fe_3C	$V_{\text{Fe}_3\text{C}}(T) = a_3 + b_3 T$	–

Примечание: $a_1 = 0,12708$; $a_2 = 0,12282$; $a_3 = 0,13023$; $b_1 = 5,528 \cdot 10^{-6}$; $b_2 = 8,56 \cdot 10^{-6}$; $b_3 = 4,88 \cdot 10^{-6}$; $d = 0,00215$ [4, 5]; T_{GS} – температура верхних критических точек [11, 12].

ем феррита больше, чем аустенита. Это существенно влияет на результаты расчета, приводя к противоречивым результатам. Как известно [15], аустенит имеет наименьший удельный объем среди всех фаз системы Fe–C. Так, по данным работ [16 – 20] объем δ -фазы на 2,5 – 3,0 % больше объема γ -фазы.

В связи с вышеизложенным можно сделать вывод о неприменимости формул С.Ф. Юрьева в высокотемпературном интервале и некорректности их использования в работах [13, 14].

Также по графикам (рис. 1) можно проследить влияние углерода. В частности, при расчете по формулам

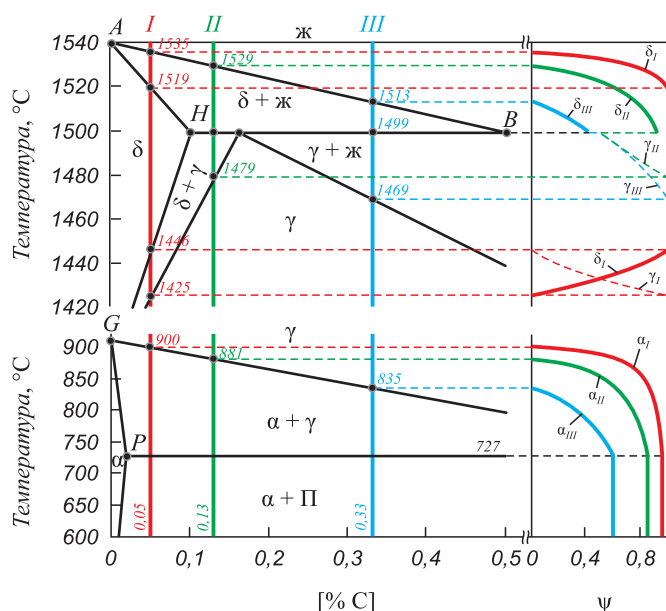


Рис. 1. Изменение долей α -, δ - и γ -фаз (ψ) в соответствии с фазовыми превращениями на диаграмме Fe–C при содержании углерода в сплаве 0,05, 0,13 и 0,33 % (I – III)

работы [6] удельный объем феррита для величины $[\text{C}] = 0,33$ % выше на 0,84 %, чем для $[\text{C}] = 0,05$ %.

Методика расчета удельных объемов сплавов от температуры и концентрации углерода для трех диапазонов значений содержания углерода (рис. 2) включает следующие формулы:

1) $0 < [\text{C}] \leq 0,1$ %

$$V(T) = \begin{cases} V_{\text{ж}}, & T \geq T_{AB}; \\ V_{\delta}\psi_{\delta} + V_{\text{ж}}(1 - \psi_{\delta}), & T_{AH} \leq T < T_{AB}; \\ V_{\delta}, & T_{NH} \leq T < T_{AH}; \\ V_{\gamma}\psi_{\gamma} + V_{\delta}(1 - \psi_{\gamma}), & T_{NJ} \leq T < T_{NH}; \\ V_{\gamma}, & T_{GS} \leq T < T_{GS}; \\ V_{\delta}\psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \psi_{\alpha}), & T_P \leq T < T_{GS}; \\ V_{\delta}(1 - \psi_{\text{Fe}_3\text{C}}) + V_{\text{Fe}_3\text{C}}\psi_{\text{Fe}_3\text{C}}, & T < T_P. \end{cases} \quad (1)$$

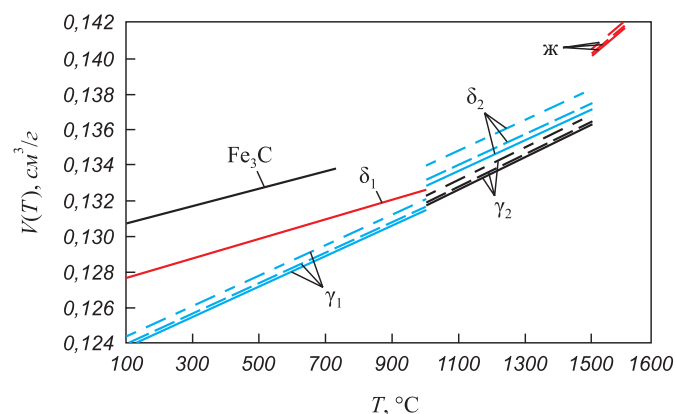


Рис. 2. Зависимости удельных объемов фаз системы Fe – C от температуры по данным работ [4, 5] (индекс 1) и [6] (индекс 2): — 0,05, --- 0,13 и -.-.- 0,33 % C

Fig. 1. Change of shares of α -, δ - and γ -phases (ψ) in accordance with phase changes in Fe–C diagram at carbon content in the alloy of 0.05, 0.13 and 0.33 % (I – III)

Fig. 2. Dependence of phases' specific volumes of Fe – C system on temperature according to works [4, 5] (index 1) and [6] (index 2): — 0.05, --- 0.13 and -.-.- 0.33 % C

2) $0,1 \% < [C] \leq 0,16 \%$

$$V(T) = \begin{cases} V_{\text{ж}}, & T \geq T_{AB}; \\ V_{\delta}\psi_{\delta} + V_{\text{ж}}(1 - \psi_{\delta}), & T_H \leq T < T_{AB}; \\ V_{\gamma}\psi_{\gamma} + V_{\delta}(1 - \psi_{\gamma}), & T_{NJ} \leq T < T_H; \\ V_{\gamma}, & T_{GS} \leq T < T_{NJ}; \\ V_{\gamma}\psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \psi_{\alpha}), & T_P \leq T < T_{GS}; \\ V_{\delta}(1 - \psi_{Fe_3C}) + V_{Fe_3C}\psi_{Fe_3C}, & T < T_P. \end{cases} \quad (2)$$

3) $0,16 \% < [C] \leq 0,5 \%$

$$V(T) = \begin{cases} V_{\text{ж}}, & T \geq T_{AB}; \\ V_{\delta}\psi_{\delta} + V_{\text{ж}}(1 - \psi_{\delta}), & T_H \leq T < T_{AB}; \\ V_{\gamma}\psi_{\gamma'} + V_{\text{ж}}(1 - \psi_{\gamma'}), & T_{JE} \leq T < T_H; \\ V_{\gamma}, & T_{GS} \leq T < T_{JE}; \\ V_{\delta}\psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \psi_{\alpha}), & T_P \leq T < T_{GS}; \\ V_{\delta}(1 - \psi_{Fe_3C}) + V_{Fe_3C}\psi_{Fe_3C}, & T < T_P. \end{cases} \quad (3)$$

где $V_{\text{ж}} = V_{\text{ж}}(T)$, $V_{\delta} = V_{\delta}(T)$, $V_{\gamma} = V_{\gamma}(T)$ и V_{Fe_3C} – удельный объем жидкой фазы, δ -феррита, аустенита и цементита, $\text{см}^3/\text{г}$; ψ_{α} , ψ_{γ} , ψ_{δ} и ψ_{Fe_3C} – доля α -феррита, аустенита, δ -феррита и цементита [9, 10]; $\psi_{\gamma'}$ – доля аустенита в указанном интервале концентраций.

Зависимости долей фаз от температуры и концентрации углерода определяются по формулам, приведенным в работах [9, 10]. На рис. 2 представлены графики изменения долей α -, δ - и γ -фаз, построенные для трех сплавов системы Fe–C.

На рис. 3 приведены примеры результатов расчета по формулам (1)–(3) изменения удельных объемов

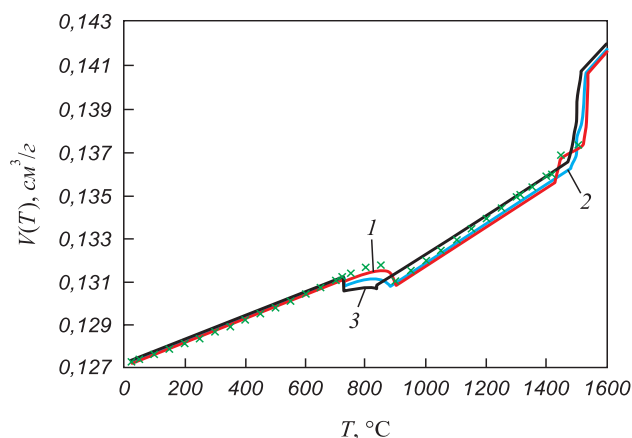


Рис. 3. Зависимости удельных объемов сплавов от температуры для содержания углерода 0,05 (1), 0,13 (2) и 0,33 % (3); × – данные пакета JMatPro® [21, 22] для стали марки 08Ю ([C] = 0,04 %)

Fig. 3. Dependence of the specific volumes of the alloys on temperature for different carbon content 0.05 (1), 0.13 (2) and 0.33 % C (3); × – JMatPro® package data [21, 22] for 08Yu steel ([C] = 0.04 %)

сплавов системы Fe–C с содержанием углерода 0,05, 0,13 и 0,33 % в зависимости от температуры.

Согласно рис. 3 фазовые превращения, имеющие место в диапазонах температур 727 – 911 и 1425 – 1499 °C, оказывают заметное влияние на удельный объем сплава, о чем свидетельствуют скачки и перегибы на кривых. Например, увеличение удельного объема сплава III при нагреве от температуры $T_{JE} = 1469$ °C до температуры ликвидуса $T_{AB} = 1513$ °C достигает 3 % (рис. 2).

Результаты (рис. 3), полученные при расчете по предлагаемой методике, достаточно хорошо согласуются с данными из пакета программ JMatPro® [21, 22].

Таким образом, на основе литературных данных по усадке отдельных фаз получены зависимости для расчета удельных объемов сплавов системы Fe–C, справедливые для сплавов с содержанием углерода до 0,5 %.

Выводы

Полученные формулы для расчета удельных объемов позволяют корректно моделировать процессы затвердевания, охлаждения и усадки заготовок при непрерывной разливке сталей углеродистых марок с учетом эффектов фазовых превращений, а также на основе результатов моделирования настраивать оборудование МНЛЗ. Предложенный способ расчета удельных объемов может быть использован для определения температурных зависимостей плотности сплавов и коэффициента линейного расширения в указанном интервале концентраций.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Варгафтик Н.Б. Теплофизические свойства веществ. – Л.: Госэнергоиздат, 1956. – 367 с.
2. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. – М.: Металлургия, 1989. – 384 с.
3. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
4. Юрьев С.Ф. Удельный объем фаз в мартенситном превращении аустенита. – М.: Металлургиздат, 1950. – 48 с.
5. Шмыков А.А. Справочник термиста. 2-е изд. – М.: Машгиз, 1952. – 288 с.
6. Robert Pierer, Christian Bernhard. High Temperature Behavior during Solidification of Peritectic Steels under Continuous Casting Conditions // Materials Science and Technology. Oct. 2006, pp. 601 – 608.
7. Zhu L.-G., Kumar R.V. Shrinkage of carbon steel by thermal contraction and phase transformation during solidification // Ironmaking and Steelmaking. 2007. Vol. 34. No 1. P. 71 – 75.
8. Adrian H., Marynowski P., Jędrzejczyk D. Calculation of the Fe – Fe₃C phase equilibrium diagram // Computer methods in materials science. Informatyka w Technologii Materiałów. 2015. Vol. 15. No. 1. P. 179 – 184.
9. Кабаков З.К., Павздерин А.И., Козлов Г.С., Габелая Д.И. Определение коэффициента эффективной теплоемкости углеродистых сталей // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 2. С. 15 – 19.
10. Кабаков З.К., Цюрко В.И. Определение температурной зависимости истинной теплоемкости углеродистых сталей с уче-

- том фазовых превращений // Производство проката. 2012. № 2. С. 40 – 44.
11. Chalmers B. *Physical Metallurgy*. – Wiley series on the science and technology of materials: Wiley, 1959. – 468 p.
 12. Zimmermann R., Günther K. *Metallurgie und Werkstofftechnik – ein Wissensspeicher*. Band 1. – Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1977. – 679 p.
 13. Шатов А.Я., Бойков Д.А., Ступак А.А. Линейная усадка стальных отливок, ее связь с диаграммой состояния Fe – Fe₃C // Вестник Брянского технического университета. 2007. № 2. С. 20 – 26.
 14. Коновалов А.В., Куркин А.С. Расчетное определение температурных зависимостей теплофизических свойств структурных составляющих низколегированной стали по ее химическому составу // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 9. С. 41 – 45.
 15. Пряхин Е.И. Термическая обработка стали. URL: http://www.naukaspb.ru/spravochniki/Demo%20Metall/2_8.htm (дата обращения: 10.06.2019).
 16. Голод В.М., Емельянов К.М. Компьютерный анализ кинетики и полноты перитектического превращения // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Наука и образование. 2011. № 2. С. 205 – 211.

17. Shibata H., Arai Y., Suzuki M., Emi T. Kinetics of peritectic reaction and transformation in Fe – C alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2008. Vol. 477. P. 226 – 232.
18. Yasuda H., Nagira T., Yoshiya M. Massive transformation from δ phase to γ phase in Fe – C alloys and strain induced in solidifying shell // *Mat. Sci. and Eng.* 2012. Vol. 33. No. 1. Paper no. 012036.
19. Suzuki M., Yu C.H., Sato H., Tsui Y., Shibata H., Emi T. Origin of Heat Transfer Anomaly and Solidifying Shell Deformation of Peritectic Steels in Continuous Casting // *ISIJ Int.* 1996. Vol. 36. P. S171 – S174.
20. Lee J.S., Kim S.G., Kim W.T., Suzuki T. Numerical Simulation of Peritectic Reaction Using a Multi-phase-field Model // *ISIJ Int.* 1999. No. 39. P. 730 – 736.
21. JMatPro. Practical Software for Material Properties. URL: <http://www.senteseoftware.co.uk/jmatpro.aspx> (дата обращения: 10.06.2019).
22. Guo Z., Saunders N., Miodownik P., Schillé J.-P. Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels // *Int. J. Microstructure and Materials Properties*. 2009. Vol. 4. No. 2. P. 187 – 195.

Поступила в редакцию 14 апреля 2019 г.

После доработки 18 июня 2019 г.

Принята к публикации 20 июня 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 8, pp. 627–631.

CALCULATION OF CHANGES IN SPECIFIC VOLUMES OF Fe – C SYSTEM ALLOYS DEPENDENT ON CARBON CONTENT AND TEMPERATURES

D.I. Gabelaya, Z.K. Kabakov, M.A. Mashchenko

REFERENCES

Cherepovets State University, Cherepovets, Vologda Region, Russia

Abstract. The work presents a new technique for determining the temperature dependence of the alloy specific volumes in Fe–C equilibrium system based on known from the literature calculated and empirical dependence for account of the phases' specific volumes. These data were based on the independent reports of S.F. Yuryev and were obtained for temperatures below 1200 °C. When using these forms at temperatures above 1200 °C, the specific volume of austenite exceeds specific volume of ferrite. However, it is known that austenite has the smallest specific volume among all phases of the Fe–C system. In this regard, in the field of high temperatures, it is proposed to use other dependences that do not contradict the physics of polymorphic and phase transformations in this system. Thus the authors have obtained the general expressions for calculating the alloys' specific volumes separately for three intervals of carbon concentrations in which the change in shares of the temperature phases are calculated according to Fe–C equilibrium diagram using the lever relation. As an example, results of the calculated determination of specific volumes of alloys with carbon content of 0.05, 0.13 and 0.33 % in the temperature range of 20 – 1600 °C are considered. The presented results are compared with the results obtained with the help of the phase diagram calculation package JMatPro®, on the basis of which the adequacy of the proposed calculation method was established. The developed technique can be used to calculate not only specific volumes of alloys, but also their density and coefficient of linear expansion depending on temperature and carbon concentration. It is the basis for the correct use of methods for determining the size of continuous cast billets due to shrinkage in order to correctly configure the equipment of continuous casting machines.

Keywords: specific volume, density, phase, shrinkage, linear expansion.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-8-627-631

1. Vargaftik N.B. *Teplofizicheskie svoystva veshchestv* [Thermophysical properties of substances]. Leningrad: Gosenergoizdat, 1956, 367 p. (In Russ.).
2. Zinov'ev V.E. *Teplofizicheskie svoystva metallov pri vysokikh temperaturakh* [Thermophysical properties of metals at high temperatures]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 384 p. (In Russ.).
3. Sorokin V.G., Volosnikova A.V., Vyatkin S.A. etc. *Marochnik stalei i spлавov* [Grade guide of steels and alloys]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 640 p. (In Russ.).
4. Yur'ev S.F. *Udel'nyi ob'em faz v martensitnom prevrashchenii austenita* [Specific volume of phases in martensitic transformation of austenite]. Moscow: Metallurgizdat, 1950, 48 p. (In Russ.).
5. Shmykov A.A. *Spravochnik termista. Spravochnik* [Heat-treater's handbook. Directory]. Moscow: Mashgiz, 1952, 288 p. (In Russ.).
6. Pierer R., Bernhard Ch. High temperature behavior during solidification of peritectic steels under continuous casting conditions. *Materials Science and Technology*. Oct. 2006, pp. 601–608.
7. Zhu L.-G., Kumar R.V. Shrinkage of carbon steel by thermal contraction and phase transformation during solidification. *Ironmaking and Steelmaking*. 2007, vol. 34, no 1, pp. 71–75.
8. Adrian H., Marynowski P., Jędrzejczyk D. Calculation of the Fe–Fe₃C phase equilibrium diagram. Computer methods in materials science. *Informatyka w Technologii Materiałów*. 2015, vol. 15, no. 1, pp. 179–184.
9. Kabakov Z.K., Pavzderin A.I., Kozlov G.S., Gabelaya D.I. The determination of the effective heat capacity of carbon. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 2, pp. 15–19. (In Russ.).
10. Kabakov Z.K., Tsyurko V.I. Determination of the temperature dependence of true heat capacity of carbon steels taking into account phase transformations. *Proizvodstvo prokata*. 2012, no. 2, pp. 40–44. (In Russ.).
11. Chalmers B. *Physical Metallurgy*. Wiley series on the science and technology of materials: Wiley, 1959, 468 p.

12. Zimmermann R., Günther K. *Metallurgie und Werkstofftechnik Werkstofftechnik – ein Wissensspeicher*. Band 1. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1977, 679 p. (In Germ.).
13. Shatov A.Ya., Boikov D.A., Stupak A.A. Linear shrinkage of steel castings, its relation to Fe–Fe₃C phase diagram. *Vestnik Bryanskogo tekhnicheskogo universiteta*. 2007, no. 2, pp. 20–26. (In Russ.).
14. Konovalov A.V., Kurkin A.S. Calculated determination of temperature dependences of thermophysical properties of low-alloyed steel structural components on its chemical composition. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2013, vol. 79, no. 9, pp. 41–45. (In Russ.).
15. Pryakhin E.I. *Termicheskaya obrabotka stali* [Heat treatment of steel]. Available at URL: http://www.naukaspb.ru/spravochniki/Demo%20Metall/2_8.htm (Accessed: 10.06.2019). (In Russ.).
16. Golod V.M., Emel'yanov K.M. Computer analysis of the kinetics and completeness of peritectic transformation. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti SPbGPU. Nauka i obrazovanie*. 2011, no. 2, pp. 205–211. (In Russ.).
17. Shibata H., Arai Y., Suzuki M., Emi T. Kinetics of peritectic reaction and transformation in Fe–C alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2008, vol. 477, pp. 226–232.
18. Yasuda H., Nagira T., Yoshiya M. Massive transformation from δ phase to γ phase in Fe – C alloys and strain induced in solidifying shell. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2012, vol. 33, no. 1, paper no. 012036.
19. Suzuki M., Yu C.H., Sato H., Tsui Y., Shibata H., Emi T. Origin of heat transfer anomaly and solidifying shell deformation of peritectic steels in continuous casting. *ISIJ Int.* 1996, vol. 36, pp. 171–174.
20. Lee J.S., Kim S.G., Kim W.T., Suzuki T. Numerical simulation of peritectic reaction using a multi-phase-field model. *ISIJ Int.* 1999, no. 39, pp. 730–736.
21. *JMatPro. Practical Software for Material Properties*. Available at URL: <http://www.sentessoftware.co.uk/jmatpro.aspx> (Accessed: 10.06.2019).
22. Guo Z., Saunders N., Miodownik P., Schillé J.-P. Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels. *Int. J. Microstructure and Materials Properties*. 2009, vol. 4, no. 2, pp. 187–195.

Information about the authors:

D.I. Gabelaya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment (digabelaia@chsu.ru)

Z.K. Kabakov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment (zkkabakov@chsu.ru)

M.A. Mashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment

Received April 12, 2019

Revised June 18, 2019

Accepted June 20, 2019