

УДК 621.746

РАСЧЕТНЫЙ СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ КОЭФФИЦИЕНТА ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

*Габеляя 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. При моделировании усадочных процессов при затвердевании и охлаждении заготовок на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) усадки возникает необходимость в определении коэффициента линейного расширения в зависимости от температуры и содержания углерода. Приведенные в справочной литературе экспериментальные данные по коэффициентам линейного расширения в большинстве случаев ограничены низкотемпературным интервалом, верхняя граница которого не превышает 1200 °С. Для более высоких температур значения этого коэффициента не известны. Их определение в последнее время осуществляют с использованием эмпирических зависимостей для расчета изменения удельных объемов фаз при изменении температуры. Однако приведенные в литературе зависимости зачастую носят противоречивый характер. В связи с этим возникла необходимость в разработке единой методики определения значений коэффициента линейного расширения в зависимости от температуры и содержания углерода. При выводе формул для расчета коэффициента линейной усадки за основу приняли полученные ранее выражения для расчета удельных объемов сплавов системы Fe–C. Изменение удельного объема от температуры существенно влияет содержание углерода. Расчет значений коэффициента линейной усадки выполнен отдельно для трех интервалов концентраций углерода 0 – 0,10, 0,10 – 0,16 и 0,16 – 0,50 %, отличающихся друг от друга различными фазовыми превращениями при затвердевании и охлаждении сплавов. Представлен пример расчета коэффициента линейной усадки для середин указанных интервалов. Выполнено сопоставление полученных результатов расчета с известными литературными и справочными данными. Установлена адекватность предложенной методики. Показана возможность использования предлагаемой методики для решения исследовательских задач.

Ключевые слова: линейная усадка, коэффициент линейного расширения, удельный объем, диаграмма Fe–C.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-790-795

При моделировании усадочных процессов при затвердевании и охлаждении заготовок на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) возникает необходимость в нахождении коэффициента линейного расширения (далее коэффициента усадки) в зависимости от температуры и содержания углерода. Эти значения определены экспериментально для многих групп марок стали и сведены в таблицы, которые можно встретить в справочной литературе [1 – 3]. Однако в большинстве случаев в таких таблицах приводятся средние значения этих коэффициентов в интервалах температур (20 – T), где текущая температура (T) обычно не превышает 1200 °С. При высоких температурах значения коэффициента усадки не определены. Для их определения используют расчетные методы, например, по изменению удельных объемов жидкой и твердой фаз при изменении температуры [4 – 7].

При выводе формул для расчета коэффициента линейной усадки $\alpha_V(T)$ используется известное опреде-

ление для величины объемной усадки $\alpha_V(T)$ с зависимостью удельного объема сплава от температуры:

$$\alpha_V(T) = \frac{dV(T)}{dT} \frac{1}{V(T)},$$

где $V(T)$ – удельный объем сплава (формулы для расчета приведены в работе [8]); $\frac{dV(T)}{dT}$ – темп изменения удельного объема.

На изменение удельного объема от температуры существенно влияет содержание углерода в системе Fe–C [8]. В связи с этим вывод формул для расчета коэффициента линейной усадки $\alpha_V(T)$ выполнен отдельно для каждого из трех интервалов концентраций углерода, отличающихся друг от друга наличием различных фазовых превращений при затвердевании и охлаждении сплавов:

1) $0 < [C] \leq 0,10 \%$

$$\alpha_l(T) = \frac{1}{3} \left\{ \begin{array}{ll} \frac{dV_{жк}}{V_{жк}}, & T \geq T_{AB}; \\ \frac{dV_1}{V_{\delta}\Psi_{\delta} + V_{жк}(1 - \Psi_{\delta})}, & T_{AH} \leq T < T_{AB}; \\ \frac{dV_{\delta}}{V_{\delta}}, & T_{NH} \leq T < T_{AH}; \\ \frac{dV_2}{V_{\gamma}\Psi_{\gamma} + V_{\delta}(1 - \Psi_{\gamma})}, & T_{NJ} \leq T < T_{NH}; \quad (1) \\ \frac{dV_{\gamma}}{V_{\gamma}}, & T_{GS} \leq T < T_{NJ}; \\ \frac{dV_3}{V_{\delta}\Psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \Psi_{\alpha})}, & T_P \leq T < T_{GS}; \\ \frac{dV_4}{V_{\delta}(1 - \Psi_{Fe_3C}) + V_{Fe_3C}\Psi_{Fe_3C}}, & T < T_P. \end{array} \right.$$

2) $0,10 < [C] \leq 0,16 \%$

$$\alpha_l(T) = \frac{1}{3} \left\{ \begin{array}{ll} \frac{dV_{жк}}{V_{жк}}, & T \geq T_{AB}; \\ \frac{dV_1}{V_{\delta}\Psi_{\delta} + V_{жк}(1 - \Psi_{\delta})}, & T_H \leq T < T_{AB}; \\ \frac{dV_2}{V_{\gamma}\Psi_{\gamma} + V_{\delta}(1 - \Psi_{\gamma})}, & T_{NJ} \leq T < T_H; \quad (2) \\ \frac{dV_{\gamma}}{V_{\gamma}}, & T_{GS} \leq T < T_{NJ}; \\ \frac{dV_3}{V_{\delta}\Psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \Psi_{\alpha})}, & T_P \leq T < T_{GS}; \\ \frac{dV_4}{V_{\delta}(1 - \Psi_{Fe_3C}) + V_{Fe_3C}\Psi_{Fe_3C}}, & T < T_P. \end{array} \right.$$

3) $0,16 < [C] \leq 0,50 \%$

$$\alpha_l(T) = \frac{1}{3} \left\{ \begin{array}{ll} \frac{dV_{жк}}{V_{жк}}, & T \geq T_{AB}; \\ \frac{dV_1}{V_{\delta}\Psi_{\delta} + V_{жк}(1 - \Psi_{\delta})}, & T_H \leq T < T_{AB}; \\ \frac{dV_{2'}}{V_{\gamma}\Psi_{\gamma'} + V_{жк}(1 - \Psi_{\gamma'})}, & T_{JE} \leq T < T_H; \\ \frac{dV_{\gamma}}{V_{\gamma}}, & T_{GS} \leq T < T_{JE}; \quad (3) \\ \frac{dV_3}{V_{\delta}\Psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \Psi_{\alpha})}, & T_P \leq T < T_{GS}; \\ \frac{dV_4}{V_{\delta}(1 - \Psi_{Fe_3C}) + V_{Fe_3C}\Psi_{Fe_3C}}, & T < T_P. \end{array} \right.$$

где $V_{жк} = V_{жк}(T)$, $V_{\delta} = V_{\delta}(T)$, $V_{\gamma} = V_{\gamma}(T)$ и V_{Fe_3C} – удельный объем жидкой фазы, δ -феррита, аустенита и цементита, $см^3/г$; Ψ_{α} , Ψ_{γ} , $\Psi_{\gamma'}$, Ψ_{δ} и Ψ_{Fe_3C} – доли α -феррита, аустенита, аустенита при $0,16 < [C] \leq 0,50 \%$, δ -феррита и цементита [8–10]; $dV_{жк} = \frac{dV_{жк}(T)}{dT}$ – темп изменения удельного объема жидкой фазы (аналогично для остальных фаз); $d\Psi_{\alpha} = \frac{d\Psi_{\alpha}}{dT}$, $d\Psi_{\delta} = \frac{d\Psi_{\delta}}{dT}$, $d\Psi_{\gamma} = \frac{d\Psi_{\gamma}}{dT}$ – темп образования α -феррита, δ -феррита и аустенита [8]; T_{AB}, \dots, T_P – критические точки диаграммы Fe–C [11, 12]; $dV_1 = dV_{\delta}\Psi_{\delta} + V_{\delta}d\Psi_{\delta} + dV_{жк}(1 - \Psi_{\delta}) - V_{жк}d\Psi_{\delta}$; $dV_2 = dV_{\gamma}\Psi_{\gamma} + V_{\gamma}d\Psi_{\gamma} + dV_{\delta}(1 - \Psi_{\gamma}) - V_{\delta}d\Psi_{\gamma}$; $dV_{2'} = dV_{\gamma}\Psi_{\gamma'} + V_{\gamma'}d\Psi_{\gamma'} + dV_{жк}(1 - \Psi_{\gamma'}) - V_{жк}d\Psi_{\gamma'}$; $dV_3 = dV_{\delta}\Psi_{\alpha} + V_{\delta}d\Psi_{\alpha} + dV_{\gamma}(1 - \Psi_{\alpha}) - V_{\gamma}d\Psi_{\alpha}$; $dV_4 = dV_{\delta}(1 - \Psi_{Fe_3C}) + V_{Fe_3C}d\Psi_{Fe_3C}$.

Расчет доли цементита для заданной величины $[C]$ выполнен по следующей формуле:

$$\Psi_{Fe_3C} = \frac{C_P - [C]}{C_P - C_K},$$

где $C_P = 0,02 \%$; $C_K = 6,67 \%$ – концентрация углерода в критических точках диаграммы Fe–C.

Уравнения для определения темпа изменения удельного объема соответствующих фаз получены дифференцированием зависимостей для расчета удельных объемов от температуры, приведенных в работе [8]. Результаты рассматриваемого преобразования представлены в табл. 1.

На рис. 1 приведен пример результатов расчета коэффициента линейной усадки для содержания углерода $[C] = 0,05, 0,13$ и $0,33 \%$, соответствующих серединам своих интервалов.

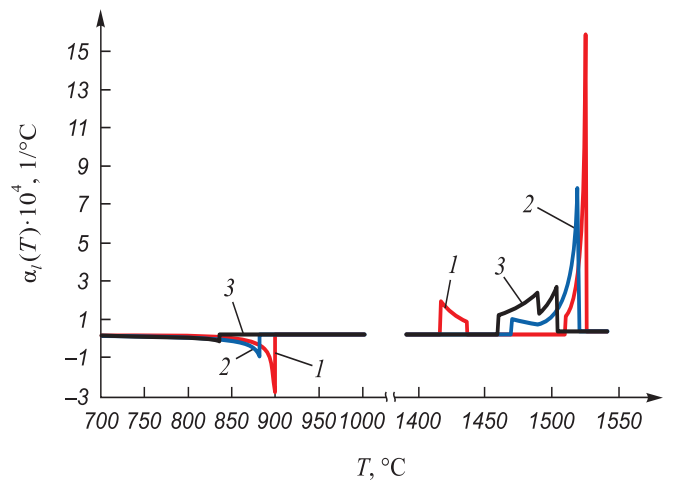


Рис. 1. Изменение коэффициентов линейной усадки от температуры для сплавов с различным содержанием углерода: 1 – 3 – $[C] = 0,05, 0,13, 0,33 \%$

Fig. 1. Changes in linear shrinkage coefficients from temperature for alloys with different carbon content 1 – 3 – $[C] = 0,05, 0,13, 0,33 \%$

Зависимости для расчета темпа изменения удельных объемов фаз

Table 1. Dependences for calculation of the change rate of phases' specific volumes

Фаза	Зависимость для интервала температур	
	$0 < T < T_{GS}$	$T_{GS} \leq T < 1600 \text{ } ^\circ\text{C}$
ж	–	$\frac{dV_{\text{ж}}}{dT} = \frac{1000(0,8 - 0,09[C])}{[7100 - 73[C] - (0,8 - 0,09[C])(T - 1550)]^2}$
δ	$\frac{dV_{\delta}}{dT} = b_1$	$\frac{dV_{\delta}}{dT} = \frac{1000 \cdot 0,4724}{(8010,71 - 0,4724T)^2 \left(1 + \frac{[C]}{100 - [C]}\right) (1 + 0,01343[C])^{-3}}$
γ	$\frac{dV_{\gamma}}{dT} = b_2$	$\frac{dV_{\gamma}}{dT} = \frac{1000 \cdot 0,5091}{(8105,91 - 0,5091T)^2 \left(1 + \frac{[C]}{100 - [C]}\right) (1 + 0,008317[C])^{-3}}$
Fe_3C	$\frac{dV_{\text{Fe}_3\text{C}}}{dT} = b_3$	–

Примечание. $b_1 = 5,528 \cdot 10^{-6}$; $b_2 = 8,56 \cdot 10^{-6}$; $b_3 = 4,88 \cdot 10^{-6}$; T_{GS} – температура верхних критических точек.

На рис. 2 представлены результаты расчета коэффициентов усадки, удельных объемов сплавов и изменений составов фаз в зависимости от температуры и их связь с диаграммой Fe–C для указанных выше сплавов.

Наибольшее отличие в значениях коэффициента усадки для различных сплавов проявляются в области высоких ($T > 1400 \text{ } ^\circ\text{C}$) температур (рис. 1, 2). Так при $[C] = 0,05 \text{ } \%$ вблизи ликвидуса значение $\alpha_l(T) = 16 \cdot 10^{-4} \text{ } 1/^\circ\text{C}$, что на два порядка выше, чем вблизи солидуса. Максимальное значение $\alpha_l(T)$ при $[C] = 0,13 \text{ } \%$ в два раза ниже, чем при $[C] = 0,05 \text{ } \%$, а при $[C] = 0,33 \text{ } \%$ – су-

щественно ниже. Таким образом, чем ниже содержание углерода, тем большая усадка наблюдается вблизи ликвидуса при кристаллизации. Однако такое явление имеет место в сравнительно небольшом температурном интервале и не играет определяющей роли в механизме сокращения линейных размеров слитка в процессе усадки.

Значения коэффициентов усадки в области температур $20 - 700 \text{ } ^\circ\text{C}$ в целом соответствуют приведенным в справочных таблицах [1 – 3] и находятся на среднем уровне $1,4 \cdot 10^{-5} \text{ } 1/^\circ\text{C}$. Подобные значения представлены в работе В.А. Ефимова [13].

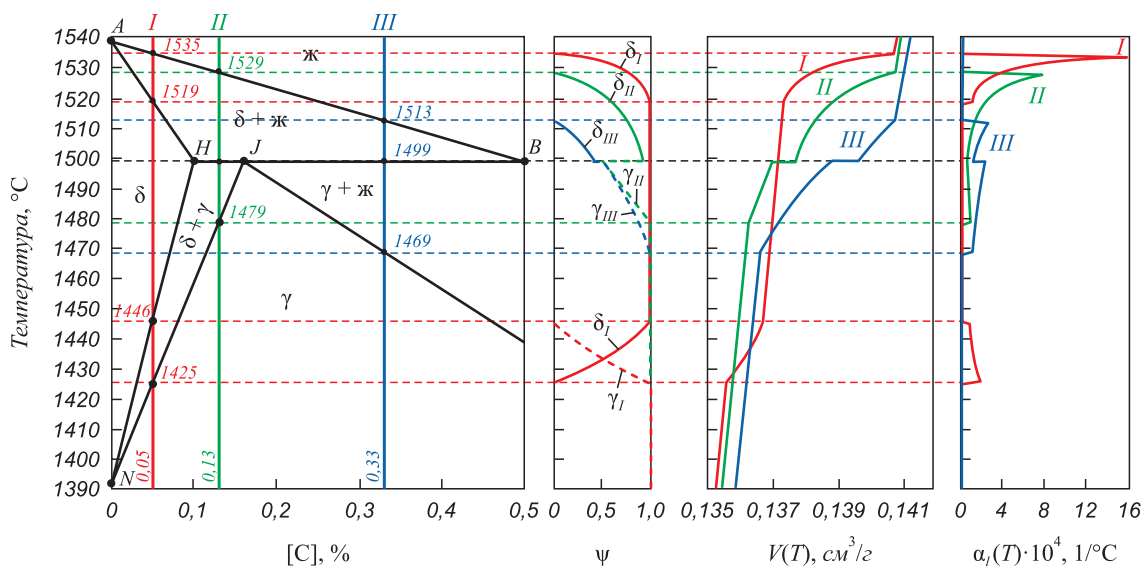


Рис. 2. Изменения доли фаз (ψ), удельного объема (V) и коэффициента линейной усадки (α_l) от температуры в соответствии с фазовыми превращениями в системе Fe–C при содержании углерода в сплаве 0,05, 0,13 и 0,33 % (I – III)

Fig. 2. Changes in phases' share (ψ), specific volume (V) and linear shrinkage coefficient (α_l) from temperature in accordance with phase transformation in Fe–C system at carbon content in the alloy of 0.05, 0.13 and 0.33 % (I – III)

В интервале $727 \leq T < T_{GS}$ во всех случаях наблюдается термическое расширение, о чем свидетельствует переход значений коэффициентов $\alpha_i(T)$ в отрицательную область (рис. 1), что связано с резким ростом удельного объема сплава в начале распада аустенита [8]. При этом самое существенное расширение характерно для содержания углерода 0,05 %, наименьшее – для содержания 0,33 %.

На рис. 3 показан график зависимости относительной линейной усадки сплавов с различным содержанием углерода, полученный путем расчета с использованием формул для определения удельных объемов [8].

Общая усадка от температуры ликвидус и ниже составляет примерно 3,5 % (рис. 3), что согласуется с известными представлениями [13 – 20].

Для проверки адекватности разработанной методики расчета коэффициентов линейной усадки выполнено сравнение значений, рассчитанных с помощью рассматриваемой методики с данными работы [13]. Для этого представленные на рис. 3 данные сведены в табл. 2.

Сопоставление значений (табл. 2) показало, что результаты расчета коэффициента линейной усадки, рассчитанные по предложенной методике, достаточно близки к значениям, полученным экспериментальным путем, что позволяет сделать вывод об адекватности разработанной методики и возможности ее использования для решения исследовательских задач.

Выводы. Предложена оригинальная методика для расчетного определения значений коэффициента термического расширения сплавов системы Fe–C в зависимости от содержания углерода и температуры,

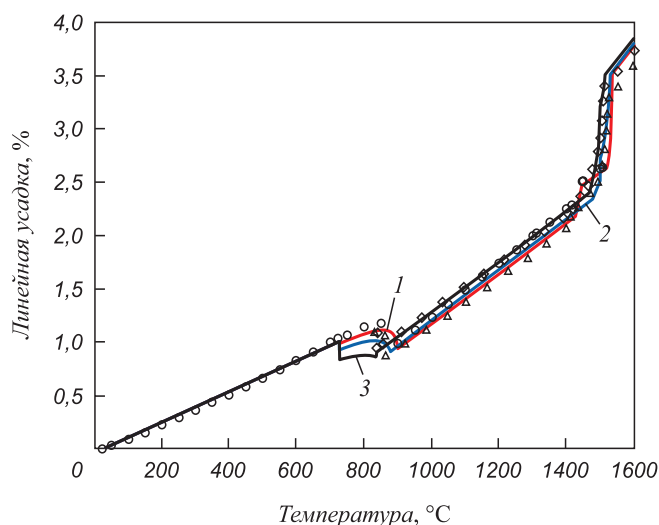


Рис. 3. Общая линейная усадка сплавов с различным содержанием углерода:

1 – 3 – [C] = 0,05, 0,13, 0,33 %; ○ – [C] = 0,04 % (08Ю) [18];
 Δ – [C] = 0,044 % [10]; ◇ – [C] = 0,1 % [10]

Fig. 3. General linear shrinkage of alloys with different contents of carbon [% C]:

1 – 3 – [C] = 0.05, 0.13, 0.33 %; ○ – [C] = 0.04 % (08Yu) [18];
 Δ – [C] = 0.044 % [10]; ◇ – [C] = 0.1 % [10]

Результаты расчета усадки сплавов с различным содержанием углерода

Table 2. Results of calculation of shrinkage of alloys with different carbon content

[C], %	Доперлитная линейная усадка, %	Линейное расширение $\gamma \rightarrow \alpha$, %	Послеперлитная линейная усадка, %	Свободная линейная усадка, %
0,05	1,650	-0,11	1,015	2,644
0,08	1,420	-0,11	1,160	2,470
0,13	1,594	-0,13	1,013	2,725
0,14	1,520	-0,11	1,060	2,460
0,33	1,574	-0,14	1,010	2,413
0,35	1,470	-0,11	1,040	2,400

Пр и м е ч а н и е. В числителе представлены результаты расчета, в знаменателе – данные работы [8].

позволяющая с достаточной точностью выполнять численные исследования процессов усадки указанных сплавов.

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. Pierer R., Bernhard C. High temperature behavior during solidification of peritectic steels under continuous casting conditions // Materials Science and Technology. Oct. 2006. P. 601 – 608.
6. 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.
7. 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.
8. Габеляя Д.И., Кабаков З.К., Машенко М.А. Расчет изменения удельных объемов сплавов системы Fe – C в зависимости от содержания углерода и температуры // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 8. С. 627 – 631.
9. Кабаков З.К., Павздерин А.И., Козлов Г.С., Габеляя 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 учетом фазовых превращений // Производство проката. 2012. № 2. С. 40 – 44.
11. Chalmers V. 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. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.
14. Zhao-zhen Cai, Miao-yong Zhu. Thermo-mechanical behavior of peritectic steel solidifying in slab continuous casting mold and a new mold taper design // *ISIJ International*. 2013. Vol. 53. No. 10. P. 1818 – 1827.
15. Meng Y., Li C., Parkman J., Thomas B.G. Simulation of shrinkage and stress in solidifying steel shells of different grade // *Solidification Processes and Microstructures: A symposium in honor of Wilfried Kurz TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), Charlotte, NC, March 15 – 18. 2004*. Rappaz M. ed. P. 33 – 39.
16. 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.
17. JMatPro. Practical software for material properties. URL: <http://www.senteseoftware.co.uk/jmatpro.aspx> (дата обращения: 10.06.2019).
18. 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.
19. Thomas B.G., Ojeda C. Ideal taper prediction for slab casting // *ISSTech Steelmaking Conference, Indianapolis, IN, USA, April 27 – 30, 2003*. Vol. 86. ISS-AIME, Warrendale, PA. 2003. P. 295 – 308.
20. Li C., Thomas B.G. Ideal taper prediction for billet casting // *ISSTech Steelmaking Conference, Indianapolis, IN, USA, April 27 – 30, 2003*. Vol. 86. ISS-AIME, Warrendale, PA. 2003. P. 685 – 700.

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. 10, pp. 790–795.

COMPUTATIONAL METHOD FOR DETERMINING TEMPERATURE DEPENDENCIES OF LINEAR EXPANSION COEFFICIENT OF CARBON ALLOYS

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

Cherepovets State University, Russia, Vologda Region, Cherepovets

Abstract. In modeling of shrinkage processes during solidification and cooling billets on the continuous casting machine there is a need to determine values of coefficient of linear expansion, depending on temperature and carbon content. Experimental data to coefficients of linear expansion given in reference literature are in most cases limited to a low-temperature interval, the upper limit of which does not exceed 1200 °C. The values of this coefficient are unknown for high temperatures. Their calculation definition is carried out recently with the use of empirical dependences for calculation of change of phases' specific volumes at temperature changes. However, dependencies given in the literature are often contradictory. In this regard there was a need to develop a unified method for determining values of linear expansion coefficient depending on temperature and carbon content. In derivation of formulas for calculation of linear shrinkage coefficient, the previously obtained expressions for calculation of specific volumes of Fe–C alloys were taken as a base. Since the change in specific volume with the temperature significantly affects carbon content, calculation of linear shrinkage coefficient is performed separately for three intervals of carbon concentrations: 0 – 0.10 %, 0.10 – 0.16 % and 0.16 – 0.50 %, differing from each other in various phase transformations during solidification and cooling of alloys. An example of calculated determination of linear shrinkage coefficient is given for the midpoints of specified intervals. Comparison of the obtained calculation results with known literature and reference data was made. Adequacy of the proposed technique was established and possibility of its use for the research problems solving is shown.

Keywords: linear shrinkage, linear expansion coefficient, specific volume, Fe–C phase diagram.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-790-795

REFERENCES

1. Vargaftik N.B. *Teplofizicheskie svoistva veshchestv* [Thermophysical properties of substances]. Leningrad: Gosenergoizdat, 1956, 367 p. (In Russ.).
2. Zinov'ev V.E. *Teplofizicheskie svoistva 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 stali i splavov* [Grade guide 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. 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.
6. 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.).
7. Konovalov A.V., Kurkin A.S. Calculated determination of temperature dependences of thermophysical properties of structural components of low-alloyed steel on its chemical composition. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2013, vol. 79, no. 9, pp. 41–45. (In Russ.).
8. Gabelaya D.I., Kabakov Z.K., Mashchenko M.A. Calculation of changes in specific volumes of Fe – C system alloys depending on carbon content and temperatures. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 8, pp. 627–631. (In Russ.).
9. Kabakov Z.K., Pavzderin A.I., Kozlov G.S., Gabelaya D.I. The determination of the effective heat capacity coefficient of carbon steels. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 2, pp. 15–19. (In Russ.).
10. Kabakov Z.K., Tsyurko V.I. Determination of temperature dependence of true heat capacity of carbon steels taking into account phase transformations. *Proizvodstvo prokata*. 2012, no. 2, pp. 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. (In Germ.).
13. Efimov V.A. *Razlivka i kristallizatsiya stali* [Steel casting and crystallization]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 420 p. (In Russ.).
14. Zhao-zhen Cai, Miao-yong Zhu. Thermo-mechanical behavior of peritectic steel solidifying in slab continuous casting mold and a new mold taper design. *ISIJ International*. 2013, vol. 53, no. 10, pp. 1818–1827.
15. Meng Y., Li C., Parkman J., Thomas B.G. Simulation of shrinkage and stress in solidifying steel shells of different grade. *Solidification Processes and Microstructures: A symposium in honor of Wilfried Kurz TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), Charlotte, NC, March 15–18, 2004*. Rappaz M. ed. pp. 33–39.

-
16. 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.
 17. *JMatPro. Practical Software for Material Properties*. Available at URL: <http://www.sentsoftware.co.uk/jmatpro.aspx> (Accessed: 10.06.2019).
 18. 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.
 19. Thomas B.G., Ojeda C. Ideal Taper Prediction for Slab Casting. *ISSTech Steelmaking Conference, Indianapolis, IN, USA, April 27–30, 2003*. Vol. 86. ISS-AIME, Warrendale, PA, 2003, pp. 295–308.
 20. Li C., Thomas B.G. Ideal Taper Prediction for Billet Casting. *ISSTech Steelmaking Conference, Indianapolis, IN, USA, April 27–30, 2003*. Vol. 86. ISS-AIME, Warrendale, PA, 2003, pp. 685–700.
- 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 14, 2019
Revised June 18, 2019
Accepted June 20, 2019
-