

КИНЕТИКА ПРЕВРАЩЕНИЙ АУСТЕНИТА В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

К.Ю. Окишев¹, okishevki@susu.ru
Е.С. Савушкина¹, kapitan225@mail.ru
В.Ю. Куликов², mlpikm@mail.ru
Св.С. Квон², svetlana.1311@mail.ru
А.С. Созыкина¹, sozykinaas@susu.ru
А.Е. Омарова², aidana_kartu@mail.ru
Ж.Н. Атамбаев², atambaev.jasulan@mail.ru

¹ Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

² Карагандинский технический университет, Караганда, Республика Казахстан

Аннотация. В работе разработаны модели, описывающие кинетику двух важнейших диффузионных превращений – выделения вторичных карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$ из аустенита и перлитного распада – в высокохромистых сплавах железа при непрерывном охлаждении. Для анализа были использованы литературные экспериментальные данные для ряда сплавов разного состава. С использованием ранее разработанных моделей был определён химический состав аустенита к моменту окончания выдержки при аустенитизации, а затем на основании общего выражения, следующего из кинетической теории фазовых превращений, найден конкретный вид уравнения, описывающего изотермическое выделение карбидов из переохлаждённого аустенита. Оказалось, что показатель степени времени n в нём составляет $3/2$, что соответствует преимущественному выделению очень дисперсных частиц карбидов. Для перехода к условиям непрерывного охлаждения S -образная кривая изотермического выделения карбидов была приближённо заменена квадратичной параболой. Это позволило при помощи интеграла Шейля – Штейнберга найти связь скорости охлаждения с количеством выделившейся карбидной фазы. Последующее сравнение с наблюдавшимся в эксперименте повышением мартенситной точки позволило определить численные параметры модели и их зависимость от состава карбида в конкретном сплаве. Для перлитного превращения была использована ранее разработанная модель, описывающая параметры температурной зависимости коэффициентов уравнения Аврами в рассматриваемых сплавах от состава аустенита; обобщение на случай непрерывного охлаждения проводилось тем же способом. В результате удалось рассчитать термокинетические диаграммы превращений аустенита в высокохромистых сплавах, в целом хорошо соответствующие экспериментальным.

Ключевые слова: высокохромистые сплавы, аустенит, вторичные карбиды, перлит, кинетика, непрерывное охлаждение, скорость охлаждения, интеграл Шейля – Штейнберга, мартенситная точка, термокинетическая диаграмма

Для цитирования: Кинетика превращений аустенита в высокохромистых сплавах железа при непрерывном охлаждении / К.Ю. Окишев, Е.С. Савушкина, В.Ю. Куликов и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2022. Т. 22, № 2. С. 23–33. DOI: 10.14529/met220203

KINETICS OF CONTINUOUS COOLING TRANSFORMATIONS OF AUSTENITE IN HIGH-CHROMIUM IRON ALLOYS

*K.Yu. Okishev*¹, *okishevki@susu.ru*
*E.S. Savushkina*¹, *kapitan225@mail.ru*
*V.Yu. Kulikov*², *mlpikm@mail.ru*
*Sv.S. Kvon*², *svetlana.1311@mail.ru*
*A.S. Sozykina*¹, *sozykinaas@susu.ru*
*A.Ye. Omarova*², *aidana_kartu@mail.ru*
*Zh.N. Atambaev*², *atambaev.jasulan@mail.ru*

¹ South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

² Karaganda Technical University, Karaganda, Republic of Kazakhstan

Abstract. The work develops the models of two principal diffusional transformations in high-chromium iron alloys on continuous cooling, viz. precipitation of secondary carbides $(Cr, Fe)_7C_3$ from austenite and pearlitic decomposition of the latter. Literature experimental data for alloys of various composition were used for analysis. Chemical composition of austenite by the end of austenitizing holding was determined using previously developed models, and then the exact expression describing isothermal precipitation of carbides from supercooled austenite was found based on the general equation following from the kinetic theory of phase transformations. It was found out that the time exponent n in that expression equals to $3/2$, which corresponds to the case of preferred precipitation of very fine carbide particles. For transition to the continuous cooling condition the C-curve of isothermal carbide precipitation was approximated by a square parabola. This permitted to find the relation between cooling rate and the amount of precipitated carbide phase by means of the Scheil–Steinberg integral. Further comparison with the experimentally observed increase of martensitic point allowed to determine the numerical parameters of the model and their dependence on carbide composition of a given alloy. For the pearlitic transformation, a previously developed model describing the parameters of temperature dependence of the Avrami equation coefficients on austenite composition was employed. That model was generalized for the continuous cooling case in the same way as above. As a result, CCT diagrams of diffusional austenite transformations in high-chromium alloys were calculated, that in general corresponded well the experimental ones.

Keywords: high-chromium iron alloys, austenite, secondary carbides, pearlite, kinetics, continuous cooling, cooling rate, Scheil–Steinberg integral, martensitic point, CCT diagram

For citation: Okishev K.Yu., Savushkina E.S., Kulikov V.Yu., Kvon S.S., Sozykina A.S., Omarova A.Ye., Atambaev Zh.N. Kinetics of continuous cooling transformations of austenite in high-chromium iron alloys. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*. 2022;22(2): 23–33. (In Russ.) DOI: 10.14529/met220203

Введение

Сплавы системы «железо – хром – углерод» с высоким содержанием хрома и углерода применяются в промышленности как штамповые стали и износостойкие чугуны [1–6]. Эти сплавы относятся к ледебуритному классу: при нагреве в них происходит образование аустенита, и структура, состоящая из γ -фазы и карбида $(Cr, Fe)_7C_3$, сохраняется вплоть до температуры солидуса. При быстром охлаждении аустенит претерпевает мартенситное превращение (или сохраняется непревращённым, если его мартенситная точка оказывается ниже комнатной температуры), а при охлаждении с меньшими скоростями из него

выделяются вторичные карбиды и он испытывает эвтектоидный распад. В работе [7] было построено теоретическое описание процесса растворения карбидов в аустените, а в работах [8, 9] – процессов выделения вторичных карбидов и эвтектоидного превращения аустенита в этих сплавах в изотермических условиях. В данной работе представлено описание диффузионных превращений аустенита в условиях непрерывного охлаждения.

Изотермическое выделение вторичных карбидов

При анализе кинетики выделения вторичных карбидов в высокохромистых чугунах мы

использовали данные работы [10], где были построены термокинетические диаграммы распада аустенита для 14 сплавов с различным содержанием хрома и углерода. Составы этих сплавов приведены в таблице. Сплавы, исследованные в [10], выплавлялись в 10-килограммовой индукционной печи и разливались при температуре 1400 °С в песчаные формы в отливки диаметром 25 и длиной 250 мм. Термокинетические диаграммы строились dilatометрическим методом после 20-минутной аустенитизации при 1000 °С.

Высокохромистые сплавы, исследованные в [10]
High-chromium alloys studied in [10]

Обозначение по [10]	Химический состав*, мас. %		y_{Cr}^K	$f_K^{ауст}$	$T_s, °C$	γ_{200}, K^{-1}
	Cr	C				
1АХ	11,65	2,19	0,5344	0,1802	939	$1,6132 \cdot 10^{-4}$
2АХ	12,65	2,65	0,4982	0,2337	912	$1,4919 \cdot 10^{-4}$
3АХ	12,20	3,51	0,3884	0,3292	844	–
1ВХ	15,85	2,08	0,6488	0,1940	936	$1,2430 \cdot 10^{-4}$
2ВХ	14,95	2,67	0,5507	0,2443	937	$1,4120 \cdot 10^{-4}$
3ВХ	14,45	3,58	0,4334	0,3462	857	–
4ВХ	15,10	4,10	0,3970	0,4101	830	–
4СХ	18,22	4,13	0,4581	0,4227	844	–
1ДХ	20,55	2,08	0,7392	0,2126	906	$7,8163 \cdot 10^{-5}$
2ДХ	20,75	2,67	0,6727	0,2714	913	$9,2917 \cdot 10^{-5}$
3ДХ	20,35	3,62	0,5533	0,3667	909	–
2ЕХ	25,82	2,95	0,7298	0,3141	885	$6,1109 \cdot 10^{-5}$
3ЕХ	25,32	3,70	0,6379	0,3908	894	$7,7368 \cdot 10^{-5}$
4ЕХ	24,80	4,31	0,5642	0,4548	895	–

* Все сплавы содержали также 0,7 % Mn; 1 % Si; 0–0,02 % Mo; 0,04 % S; 0,06 % P.

В работе [7] была создана – также на основе данных [10] – модель растворения карбидов в высокохромистых чугунах, позволяющая рассчитать состав аустенита и долю карбидной фазы M_7C_3 после заданных температуры T и времени t выдержки. Количество карбидной фазы в ходе изотермической выдержки меняется по закону

$$f_K = f_K^{равн} + (f_K^{исх} - f_K^{равн}) \cdot \exp \left[- \left(\beta_1 \exp \left(- \frac{Q}{RT} \right) \cdot \frac{(f_K^{исх})^{4/3}}{(f_K^{исх} - f_K^{равн}) \cdot (1 - f_K^{равн})} \cdot t \right)^{1/2} \right], \quad (1)$$

где $f_K^{равн}$ – равновесная доля карбидной фазы при данной температуре (она может быть найдена из термодинамического расчёта равновесия $\gamma + M_7C_3$; мы пользовались при этом термодинамическим описанием системы Fe–Cr–C из работы [11]; методика термодинамических расчётов описана в [12]); $f_K^{исх}$ – исходное (при $t=0$) количество карбидной фазы; энергия активации процесса растворения зависит от атомной доли хрома в металлической подрешётке карбида y_{Cr}^K :

$$Q = \begin{cases} 258,0 - 116,5 y_{Cr}^K & \text{при } y_{Cr}^K \leq 0,5732; \\ 115,0 + 133,0 y_{Cr}^K & \text{при } y_{Cr}^K > 0,5732, \text{ кДж/моль,} \end{cases} \quad (2)$$

а коэффициент

$$\ln \beta_1 = 17,406 - 9,653 f_K^{равн}, \text{ мин}^{-1}. \quad (3)$$

Расчитанные с помощью соотношения (1) доли карбида после 20-минутной аустенитизации при 1000 °С приведены в таблице.

Для анализа кинетики выделения вторичных карбидов мы использовали данные о повышении мартенситной точки при уменьшении скорости охлаждения вследствие обеднения аустенита хромом и углеродом.

В изотермических условиях процесс выделения вторичных карбидов должен подчиняться уравнению общего вида [7]

$$f_K = f_K^{\text{равн}} + (f_K^{\text{нач}} - f_K^{\text{равн}}) \cdot \exp[-(\alpha Dt)^n], \quad (4)$$

где $D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right)$ – коэффициент диффузии (хрома) в γ -фазе, коэффициент α зависит от количества карбидной фазы (по-разному в зависимости от n), а показатель n определяется характером выделения карбидной фазы. В двух предельных случаях он равен $n = 1/2$ при «подрастании» очень крупных карбидных частиц и $n = 3/2$ – при росте вновь зародившихся мелких карбидов.

На рис. 1 схематически показано, как меняется f_K в термическом цикле построения изотермической диаграммы. После нагрева до температуры аустенитизации количество карбидов начинает уменьшаться от исходного значения $f_K^{\text{исх}}$ до некоторого $f_K^{\text{ауст}}$, которое меньше равновесного значения $f_K^{\text{равн(ауст.)}}$ и зависит от времени выдержки. После этого сплав переохлаждается до температуры изотермической выдержки и начинается процесс выделения карбидов, то есть увеличения f_K от $f_K^{\text{нач}} = f_K^{\text{ауст}}$ до предельного значения $f_K^{\text{равн}}$, отвечающего термодинамическому равновесию при температуре изотермы.

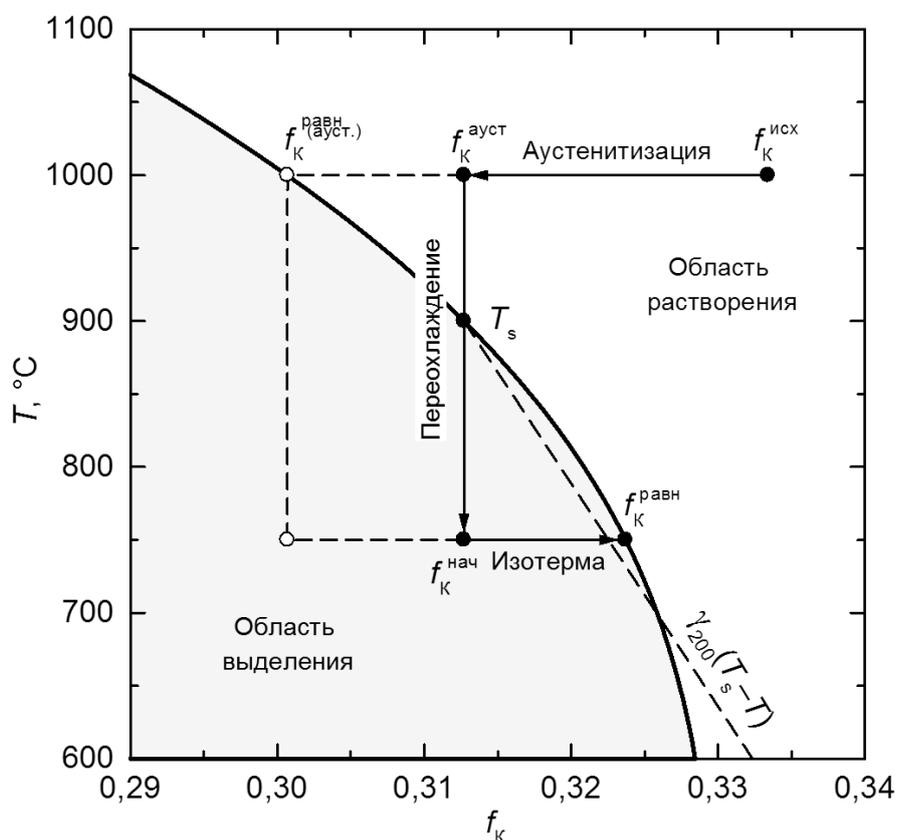


Рис. 1. Схема изменения количества карбидной фазы при аустенитизации, переохлаждении до более низкой изотермы и выдержке при ней (численные значения – для сплава 2EX по [10])

Fig. 1. Scheme of the change in the amount of the carbide phase during austenitization, supercooling to a lower isotherm and holding at it (numerical values are for the 2EX alloy according to [10])

Заметим, что равновесная граница растворимости разделяет поле рис. 1 на две части: если сплав оказывается в области выше неё, где $f_K > f_K^{\text{равн}}$, то доля карбидной фазы с течением времени будет уменьшаться, приближаясь к $f_K^{\text{равн}}$, то есть будет идти процесс растворения карбидов;

напротив, в области ниже линии равновесной растворимости, где $f_K < f_K^{\text{равн}}$, доля карбидов будет постепенно увеличиваться, то есть будет происходить их выделение из аустенита. В процессе переохлаждения от температуры аустенитизации до температуры изотермы в какой-то момент сплав пересекает линию равновесия, переходя из области растворения в область выделения. Соответствующая этому моменту температура T_s будет верхней границей выделения карбидов после данного режима аустенитизации, то есть верхней асимптотой С-образной кривой процесса выделения. Эти температуры для всех сплавов после 20-минутной аустенитизации при 1000 °С приведены в таблице.

Выделение вторичных карбидов при непрерывном охлаждении

В дальнейшем мы для простоты будем считать зависимость равновесной доли карбидной фазы в данном сплаве от температуры линейной:

$$f_K^{\text{равн}} \approx \gamma(T_s - T), \quad (5)$$

где

$$\gamma = \frac{f_K^{\text{равн}}(T_s - \Delta T) - f_K^{\text{равн}}(T_s)}{\Delta T}. \quad (6)$$

Значения γ_{200} (для $\Delta T = 200$ °С) также приведены в таблице.

Выразим из (4) с учётом (5) время изотермического достижения заданной доли карбидной фазы f_K :

$$\ln t = \frac{1}{n} \ln(f_K - f_K^{\text{нач}}) - \frac{1}{n} \ln(T_s - T) - \ln(\alpha D_0 \gamma^{1/n}) + \frac{Q_1}{RT}. \quad (7)$$

Приравняв к нулю производную этого выражения по температуре, можно найти положение «носа» С-образной кривой выделения карбидов:

$$T_m = \frac{nQ}{2R} \left(\sqrt{1 + \frac{4RT_s}{nQ}} - 1 \right) \approx T_s \left(1 - \frac{RT_s}{nQ} \right) \quad (8)$$

или

$$T_s - T_m \approx \frac{RT_s^2}{nQ}. \quad (9)$$

Далее воспользуемся приёмом, который был применён в [13, 14]: разложим $\ln t$ в ряд около температуры минимума T_m и удержим в нём два первых члена:

$$\ln t(T) \approx \ln t(T_m) + \frac{\xi}{2} (T - T_m)^2, \quad (10)$$

где $\xi = \frac{d^2 \ln t}{dT^2} \Big|_{T=T_m}$ имеет смысл кривизны изотермической диаграммы вблизи «носа». Дважды

дифференцируя (7), можно найти, что

$$\xi = \frac{1}{n} \cdot \frac{1}{(T_s - T_m)^2} + 2 \frac{Q}{RT_s^3} \left(1 - \frac{RT_s}{nQ} \right)^{-3} \approx n \left(\frac{Q}{RT_s} \right)^2, \quad (11)$$

и с учётом этого из (7) и (10) получаем

$$t = \frac{1}{\alpha D_0 \gamma^{1/n}} \left((f_K - f_K^{\text{нач}}) \frac{nQ_1}{RT_s^2} \right)^{1/n} \exp \left(\frac{Q_1}{RT_m} \right) \exp \left(\frac{n}{2} \left(\frac{Q_1}{RT_s^2} \right)^2 (T_m - T)^2 \right) \quad (12)$$

или

$$\psi = (f_K - f_K^{\text{нач}})^{1/n} = \alpha D_0 \gamma^{1/n} \left(\frac{RT_s^2}{nQ_1} \right)^{1/n} \exp \left(-\frac{Q_1}{RT_m} \right) \exp \left(-\frac{n}{2} \left(\frac{Q_1}{RT_s^2} \right)^2 (T_m - T)^2 \right) \cdot t. \quad (13)$$

Заметим, что зависимость нового параметра ψ , пропорционального времени t , от f_K не содержит температурно-зависимых параметров. Это означает [15], что превращение является изокинетическим и его развитие в ходе непрерывного охлаждения может быть описано интегралом Шейля – Штейнберга

$$-\int_{T_s}^T \frac{dT}{vt(\psi, T)} = 1, \quad (14)$$

где T – температура, при которой заданная величина ψ (то есть f_K) будет достигнута в ходе непрерывного охлаждения со скоростью v . Если считать последнюю постоянной и вынести за знак интеграла, мы получим выражение, связывающее скорость охлаждения с долей превращения:

$$v = \int_T^{T_s} \frac{dT}{t(\psi, T)}. \quad (15)$$

Реально при $T \rightarrow T_s$ время превращения $t \rightarrow \infty$; однако при использовании приближённой формулы (10) такой результат получить нельзя, поэтому верхний предел приходится принять равным бесконечности. Полное количество карбидов, образовавшихся в ходе охлаждения, можно найти, положив $T \rightarrow 0$. Если использовать для t выражение (12), то удобно ввести новую переменную

$$x = \frac{Q_1}{RT_s^2} \sqrt{\frac{n}{2}} (T_m - T). \text{ Тогда интеграл (15) превращается в интеграл Пуассона, равный } \sqrt{\pi}/2, \text{ и}$$

после необходимых преобразований окончательно получаем

$$\ln v = \ln A - \ln \varphi = \ln A - \frac{1}{n} \ln(f_K - f_K^{\text{нач}}), \quad (16)$$

где

$$A = \alpha D_0 \gamma^{1/n} n^{-1/2-1/n} \sqrt{\frac{\pi}{2}} \left(\frac{RT_s^2}{Q_1} \right)^{1+1/n} \exp\left(-\frac{Q_1}{RT_m}\right). \quad (17)$$

Следовательно, зависимость $\ln v$ от $\ln(f_K - f_K^{\text{нач}})$ должна представлять собой прямую с угловым коэффициентом $1/n$. Такие зависимости для сплавов, для которых в [10] имеются данные о повышении M_s при уменьшении скорости охлаждения, приведены на рис. 2. При этом значения $(f_K - f_K^{\text{нач}})$ рассчитывались по изменению M_s на основании формулы, предложенной в [12]:

$$M_s = 475 - 275 \cdot C - 12 \cdot Cr - 10 \cdot C \cdot Cr, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (18)$$

где содержания элементов в аустените выражены в массовых процентах. Как видно, значения n колеблются в диапазоне 1,2–1,7; примем в среднем $n = 1,5$, что соответствует, как уже отмечено, теоретическому значению для случая роста мелких частиц.

Если принять энергию активации роста карбидов Q_1 равной энергии активации их растворения Q , которая описывается выражением (2), то на основании (17) можно определить из найденных по графикам рис. 2 значениям $\ln A$ величину параметра αD_0 , поскольку все остальные входящие в (17) параметры известны для каждого сплава. Величины $\ln \alpha D_0$ показаны на рис. 3 в зависимости от атомной доли хрома в металлической подрешётке карбидов y_{Cr}^K (бралась её равновесная величина при 1000 °C). Несмотря на некоторый разброс, наблюдается связь между этими двумя величинами, которую можно описать соотношением

$$\ln \alpha D_0 = 6,75 + 16,96 \cdot y_{Cr}^K. \quad (19)$$

Совместное использование выражений (16), (17) и (19) позволяет рассчитать для любого состава сплава долю выделившейся карбидной фазы после охлаждения с любой заданной скоростью. При этом входящая в (17) температура T_s должна быть оценена исходя из количества карбидов, сохранившихся после окончания аустенитизации, а температура T_m затем – по формуле (9).

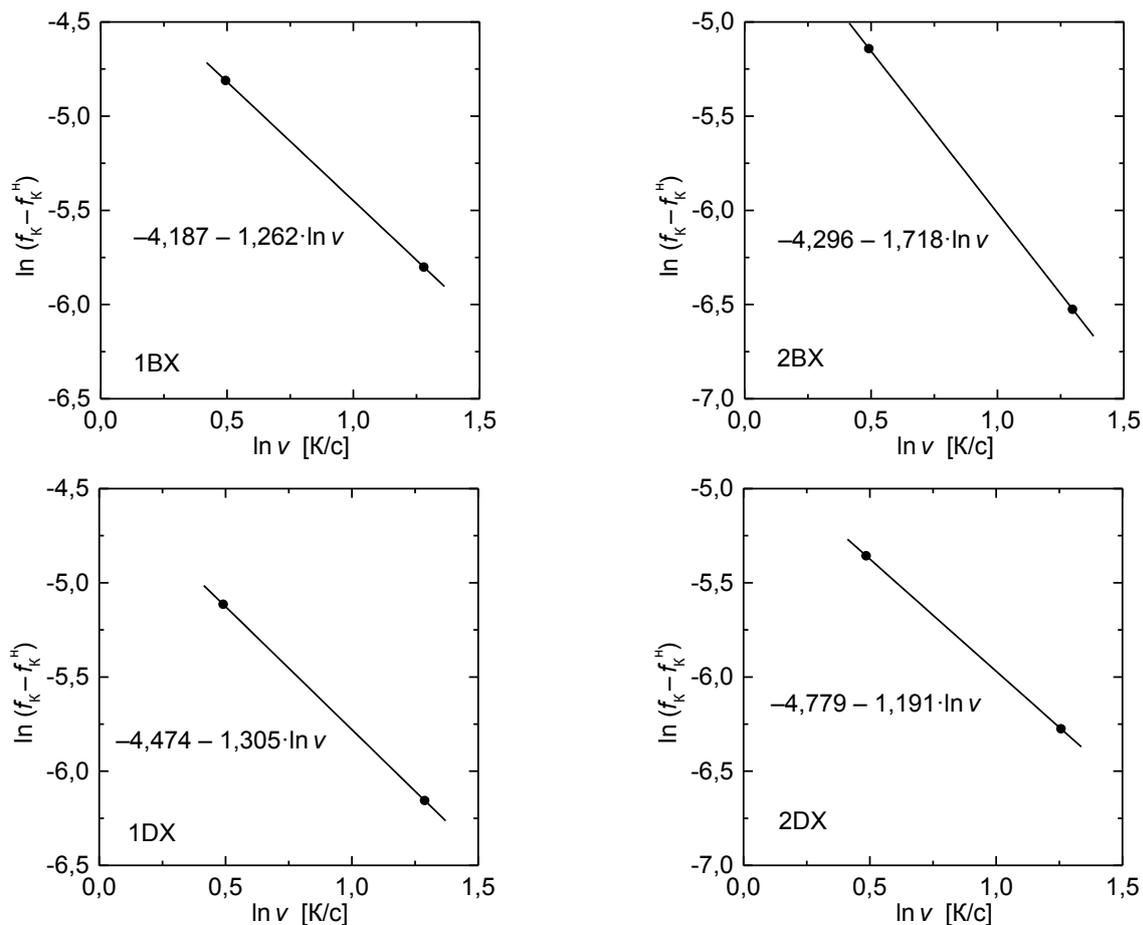


Рис. 2. Зависимости $\ln v$ от $\ln(f_K - f_K^H)$. Обозначения сплавов указаны на графиках
Fig. 2. Dependencies of $\ln v$ on $\ln(f_K - f_K^H)$. Designations of alloys are indicated on the graphs

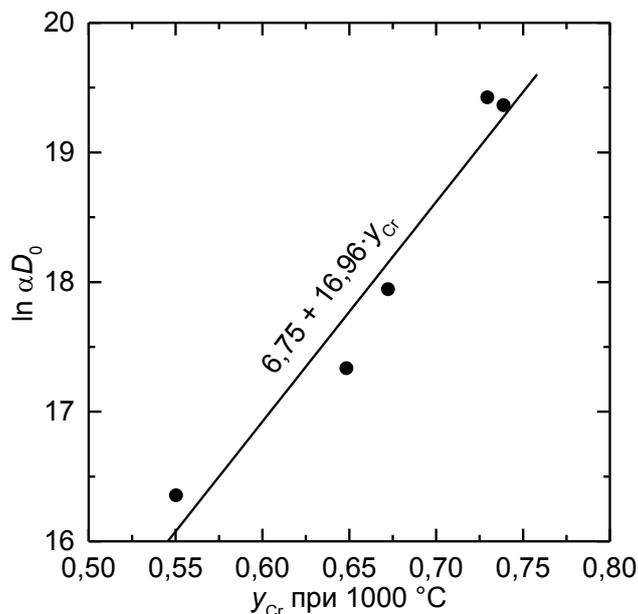


Рис. 3. Зависимость параметра $\ln \alpha D_0$, рассчитанного по данным рис. 2
при $n = 1,5$ и значениям Q согласно формуле (2), от величины y_{Cr}^K
Fig. 3. Dependence of parameter $\ln \alpha D_0$, calculated from the data of fig. 2
at $n = 1,5$ and Q values according to formula (2), on the value y_{Cr}^K

Перлитный распад аустенита при непрерывном охлаждении

Описание кинетики перлитного распада в рассматриваемых сплавах в изотермических условиях имеется в работе [9]. Согласно ему, превращение подчиняется уравнению Аврами

$$f(t) = 1 - \exp(-K(T) \cdot t^n), \quad (20)$$

в котором коэффициент K описывается формулой

$$K^{1/n} = C \cdot \left(\frac{T_s - T}{T}\right)^m \exp\left(-\frac{U}{RT}\right). \quad (21)$$

Значения параметров уравнения (21), подобранные в [9] на основании экспериментальных данных, равны

$$\begin{aligned} m &= 3; \\ T_s &= 760 \text{ }^\circ\text{C}; \\ U &= 288,9 + 10,9 \cdot \text{Cr} - 86,8 \cdot \text{C} + 4,9 \cdot \text{Cr} \cdot \text{C}, \text{ кДж/моль}; \\ n &= 9,50 - 0,91 \cdot \text{Cr} - 2,85 \cdot \text{C} + 0,50 \cdot \text{Cr} \cdot \text{C}; \\ \ln C &= 39,74 + 0,86 \cdot \text{Cr} - 9,58 \cdot \text{C} + 0,69 \cdot \text{Cr} \cdot \text{C}, \text{ с}^{-1}. \end{aligned} \quad (22)$$

Переход к условиям непрерывного охлаждения может быть осуществлён так же, как это было сделано в предыдущем разделе. Если приближённо заменить изотермическую S -образную кривую, определяемую выражением (21), квадратичной параболой

$$\ln t(T) \approx \ln t(T_m) + \frac{\xi_{II}}{2} (T - T_m)^2, \quad (23)$$

где температура «носа» S -образной кривой изотермического образования перлита T_m , при которой производная выражения (21) обращается в ноль, равна

$$T_m = \left(\frac{1}{T_s} + \frac{mR}{U}\right)^{-1}, \quad (24)$$

а

$$\xi = \left. \frac{d^2 \ln t}{dT^2} \right|_{T=T_m} = m \left(\frac{1 + mRT_s/U}{T_s - T_m}\right)^2, \quad (25)$$

то из общих выражений, связывающих долю перлита f с (постоянной) скоростью охлаждения v , полученных в [14], можно вывести следующее выражение:

$$v = (-\ln(1-f))^{-\frac{1}{n}} \sqrt{\frac{\pi}{m}} C \frac{(T_s - T_m)^{m+1}}{T_s T_m^{m-1}} \exp\left(-\frac{U}{RT_m}\right) \operatorname{erfc}\left(\sqrt{\frac{m}{2}} \cdot \frac{T_s}{T_m} \cdot \frac{T - T_m}{T_s - T_m}\right), \quad (26)$$

фактически описывающее термокинетическую диаграмму образования перлита. Напомним, что $m = 3$, а значения остальных параметров находятся исходя из химического состава γ -фазы к моменту окончания аустенитизации (с учётом её температуры и продолжительности) по формулам (22).

Результаты расчёта

На рис. 4 представлены результаты расчёта по описанным теоретическим моделям термокинетических диаграмм превращения аустенита в нескольких сплавах в сравнении с экспериментальными из [10]. Видно достаточно хорошее согласие экспериментальных и расчётных диаграмм в обоих случаях.

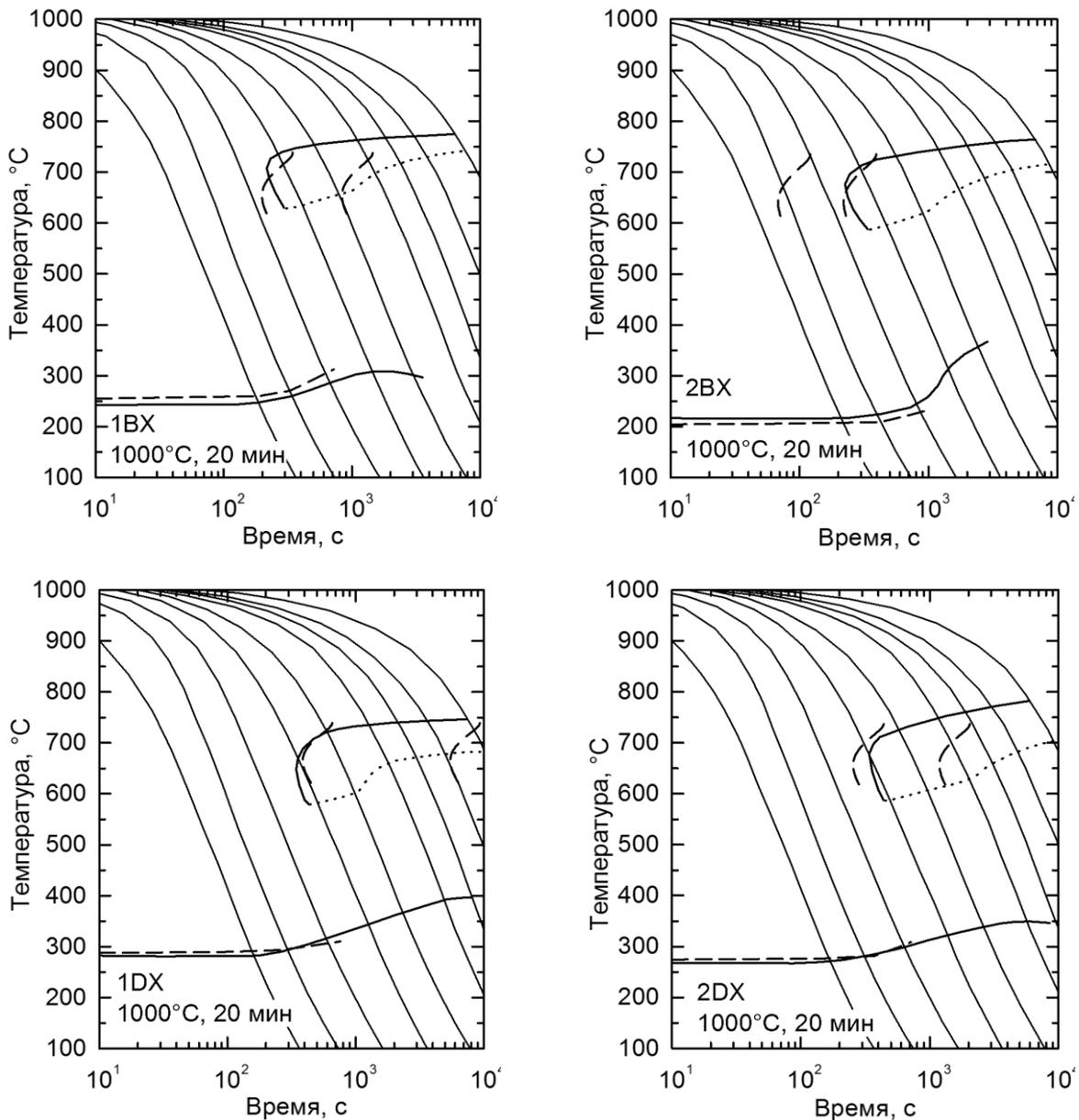


Рис. 4. Рассчитанные термокинетические диаграммы распада аустенита в сравнении с экспериментальными из [10]. Линии начала и конца перлитного превращения соответствуют долям распада 0,01 и 0,99 соответственно. Обозначения сплавов указаны на графиках
Fig. 4. Calculated thermokinetic diagrams of austenite decomposition in comparison with the experimental ones from [10]. The lines of the beginning and end of the pearlite transformation correspond to the decay fractions of 0.01 and 0.99, respectively. Designations of alloys are indicated on the graphs

Выводы

1. Разработана кинетическая теория выделения вторичных карбидов из аустенита при непрерывном охлаждении и определены концентрационные зависимости её параметров для высокохромистых сплавов системы «железо – хром – углерод».

2. Разработана модель эвтектоидного рас-

пада аустенита в этих же сплавах при непрерывном охлаждении.

3. Сравнение результатов расчёта (повышения мартенситной точки вследствие выделения карбидов и положения линий начала и конца перлитного распада при непрерывном охлаждении с различными скоростями) с экспериментом показывает достаточно хорошее согласие.

Список литературы

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Metallurgiya, 1983. 528 с.
2. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны: структура и свойства. М.: Metallurgiya, 1983. 176 с.
3. Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С. Износостойкие отливки из комплекснолегированных чугунов. М.: Машиностроение, 1984. 04 с.
4. Чугун: справ. / под ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова. М.: Metallurgiya, 1991. 576 с.
5. Гарбер М.Е. Износостойкие белые чугуны. М.: Машиностроение, 2010. 280 с.
6. Литой инструмент из хромистых чугунов. Структура и свойства / А.Н. Емелюшин, Д.А. Мирзаев, Н.М. Мирзаева и др. Магнитогорск: Изд-во МГТУ им. Г.И. Носова, 2016. 186 с.
7. Kinetic Description of $(Cr, Fe)_7C_3$ carbide dissolution in austenite of high-carbon Fe–Cr–C ternary alloys / A.S. Sozykia, K.Y. Okishev, A.G. Grebenschikova, D.A. Mirzaev // *Materials Science Forum*. 2016. Vol. 870. P. 409–415. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.409
8. Kinetic description of $(Cr, Fe)_7C_3$ carbide precipitation from austenite in high-carbon Fe–Cr–C ternary alloys / E.S. Vasyukova, K.Yu. Okishev, A.S. Sozykina et al. // *Solid State Phenomena*. 2017. Vol. 265. P. 1005–1010. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.265.1005
9. Isothermal pearlite formation kinetics in high-chromium cast irons without additional alloying / K.Y. Okishev, E.S. Vasyukova, A.G. Grebenschikova et al. // *Solid State Phenomena*. 2017. Vol. 265. P. 884–888. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.265.884
10. Maratray F., Usseglio-Nanot R. Atlas: courbes de transformation de fontes blanches au chrome et au chrome-molybdène. Paris: Climax Molybdenum S.A., 1970. 198 p.
11. Lee B.-J. On the stability of Cr carbides // *CALPHAD*. 1992. Vol. 16, no. 2. P. 121–149.
12. Окишев К.Ю., Созыкина А.С. Изменение структуры и твёрдости высокохромистых сталей и чугунов с температурой нагрева под закалку // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия «Металлургия». 2011. № 14 (231). С. 67–70.
13. Umemoto M., Nishioka N., Tamura I. Prediction of hardenability from isothermal transformation diagrams // *Trans. ISIJ*. 1982. Vol. 22, no. 8. P. 629–636. DOI: 10.2355/isijinternational1966.22.629
14. Mirzaev D.A., Okishev K.Yu., Mirzaeva K.D. Analytical solution of the problem of diffusional transformation under continuous cooling condition based on isothermal transformation diagram data // *Materials Performance and Characterization*. 2013. Vol. 2, no. 1. P. 134–152. DOI: 10.1520/MPC20120023
15. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Ч. 1: Термодинамика и общая кинетика: пер. с англ. М.: Мир, 1978. 808 с.

References

1. Geller Yu.A. *Instrumental'nye stali* [Tool Steels]. Moscow: Metallurgiya Publ.; 1983. (In Russ.)
2. Tsy-pin I.I. *Belye iznosostoykie chuguny: struktura i svoystva* [Wear-Resistant White Cast Irons: Structure and Properties]. Moscow: Metallurgiya Publ.; 1983. (In Russ.)
3. Zhukov A.A., Sil'man G.I., Frol'tsov M.S. *Iznosostoykie otlivki is kompleksnolegirovannykh chugunov* [Wear-Resistant Castings of Complex Alloy Cast Irons]. Moscow: Mashinostroenie Publ.; 1984. (In Russ.)
4. Sherman A.S. and Zhukov A.A., Eds. *Chugun: spravochnik* [Cast Iron: A Handbook]. Moscow: Metallurgiya Publ.; 1991. (In Russ.)
5. Garber M.E. *Iznosostoykie belye chuguny* [Wear-Resistant White Cast Irons]. Moscow: Mashinostroenie Publ.; 2010. (In Russ.)
6. Emelyushin A.N., Mirzaev D.A., Mirzaeva N.M., Petrochenko E.V., Okishev K.Yu., Molochkova O.S. *Litoy instrument is khromistyykh chugunov. Struktura i svoystva* [Cast Tools of Chromium Cast Irons. Structure and Properties]. Magnitogorsk: MagTU Publ.; 2016. (In Russ.)
7. Sozykina A.S., Okishev K.Y., Grebenschikova A.G., Mirzaev D.A. Kinetic Description of $(Cr, Fe)_7C_3$ carbide dissolution in austenite of high-carbon Fe–Cr–C ternary alloys. *Materials Science Forum*, 2016;870:409–415. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.409
8. Vasyukova E.S., Okishev K.Yu., Sozykina A.S., Karlikov A.M., Mirzaev D.A. Kinetic description of $(Cr, Fe)_7C_3$ carbide precipitation from austenite in high-carbon Fe–Cr–C ternary alloys. *Solid State Phenomena*. 2017;265:1005–1010. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.265.1005
9. Okishev K.Y., Vasyukova E.S., Grebenschikova A.G., Sozykina A.S., Mirzaev D.A. Isothermal

pearlite formation kinetics in high-chromium cast irons without additional alloying. *Solid State Phenomena*. 2017;265:884–888. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.265.884

10. Maratray F., Usseglio-Nanot R. *Atlas: courbes de transformation de fontes blanches au chrome et au chrome-molybdène*. Paris: Climax Molybdenum S.A.; 1970.

11. Lee B.-J. On the stability of Cr carbides. *CALPHAD*. 1992;16(2):121–149. DOI: 10.1016/0364-5916(92)90002-F

12. Okishev K.Yu., Sozykina A.S. Structure and hardness changes with hardening temperature in high-chromium steels and cast irons. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*. 2011;14(231):67–70. (In Russ.)

13. Umemoto M., Nishioka N., Tamura I. Prediction of hardenability from isothermal transformation diagrams. *Trans. ISIJ*. 1982;22(8):629–636. DOI: 10.2355/isijinternational1966.22.629

14. Mirzaev D.A., Okishev K.Yu., Mirzaeva K.D. Analytical solution of the problem of diffusional transformation under continuous cooling condition based on isothermal transformation diagram data. *Materials Performance and Characterization*. 2013;2(1):134–152. DOI: 10.1520/MPC20120023

15. Christian J.W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Part I*. Pergamon Press; 1975.

Информация об авторах

Окишев Константин Юрьевич, д-р физ.-мат. наук, проф. кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия; okishevki@susu.ru.

Савушкина Евгения Сергеевна, аспирант кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия; kapitan225@mail.ru.

Куликов Виталий Юрьевич, канд. техн. наук, проф. кафедры нанотехнологий и металлургии, Карагандинский технический университет, Караганда, Республика Казахстан; mlpikm@mail.ru.

Квон Светлана Сергеевна, канд. техн. наук, проф. кафедры нанотехнологий и металлургии, Карагандинский технический университет, Караганда, Республика Казахстан; svetlana.1311@mail.ru.

Созыккина Анна Сергеевна, канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия; sozykinaas@susu.ru.

Омарова Айдана Ержанкызы, преподаватель кафедры нанотехнологий и металлургии, Карагандинский технический университет, Караганда, Республика Казахстан; aidana_kartu@mail.ru.

Атамбаев Жасулан Нурбаевич, докторант кафедры нанотехнологий и металлургии, Карагандинский технический университет, Караганда, Республика Казахстан; atambaev.jasulan@mail.ru.

Information about the authors

Konstantin Yu. Okishev, Dr. Sci. (Phys. and Math.), Prof. of the Department of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia; okishevki@susu.ru.

Evgeniya S. Savushkina, Postgraduate Student of the Department of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia; kapitan225@mail.ru.

Vitaliy Yu. Kulikov, Cand. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of Nanotechnology and Metallurgy, Karaganda Technical University, Karaganda, Republic of Kazakhstan; mlpikm@mail.ru.

Svetlana S. Kvon, Cand. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of Nanotechnology and Metallurgy, Karaganda Technical University, Karaganda, Republic of Kazakhstan; svetlana.1311@mail.ru.

Anna S. Sozykina, Cand. Sci. (Eng.), Ass. Prof. of the Department of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University, Chelyabinsk, Russia; sozykinaas@susu.ru.

Aydana Ye. Omarova, Lecturer of the Department of Nanotechnology and Metallurgy, Karaganda Technical University, Karaganda, Republic of Kazakhstan; aidana_kartu@mail.ru.

Zhasulan N. Atambaev, Doctoral Student of the Department of Nanotechnology and Metallurgy, Karaganda Technical University, Karaganda, Republic of Kazakhstan; atambaev.jasulan@mail.ru.

Статья поступила в редакцию 12.02.2022

The article was submitted 12.02.2022