Окишев К.Ю. Расчет диаграмм изотермического распада аустенита в конструкционных сталях // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 82–89. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.10

Okishev K.Yu. Calculation of TTT diagrams of isothermal austenite decomposition in structural steels. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 82–89. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.10

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 22, № 2, 2020
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/

DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.10
УДК 669.017.3 + 669.112.227.3 (084.21)

К.Ю. Окишев

Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

РАСЧЕТ ДИАГРАММ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА АУСТЕНИТА В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ

Разработана количественная модель, позволяющая строить расчетным путем диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита в умеренно легированных (до 5 % легирующих элементов) доэвтектоидных и эвтектоидных сталях, основываясь на их химическом составе. В основу был положен подход, учитывающий малую роль работы образования критического зародыша по сравнению с энергией активации роста, что позволяет значительно упростить расчетные формулы. Фактически они содержат пять параметров: показатель степени в уравнении Аврами n, показатель при степени переохлаждения m, верхняя температурная граница превращения T_s, энергия активации роста U и константа C, определяющая положение С-образной кривой на оси времени. Эти параметры были заданы исходя из теоретических моделей превращений или определены по экспериментальным диаграммам из справочной литературы (87 диаграмм для аустенит→ферритного, 59 для аустенит→перлитного и 73 для аустенит→бейнитного превращений), после чего методом множественной линейной регрессии находилась их зависимость от химического состава стали. Для бейнитного превращения была дополнительно учтена его неполнота в изотермических условиях; предельная степень превращения f_m оценивалась по уравнению, аналогичному уравнению Койстинена – Марбургера для мартенсита. Показатели n и m считались постоянными ($n = 3$ для ферритного и перлитного превращений и $n = 2$ для бейнитного; $m = 3$ во всех трех случаях), остальные три параметра – зависящими от химического состава стали. Результаты расчета достаточно хорошо согласуются с экспериментальными диаграммами изотермического превращения аустенита в феррит, перлит и бейнит.

Ключевые слова: аустенит, феррит, перлит, бейнит, мартенсит, превращение, распад аустенита, диаграмма изотермического распада, С-образные кривые, инкубационный период, энергия активации, зарождение, рост, кинетика.

K.Yu. Okishev

South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation

CALCULATION OF TTT DIAGRAMS OF ISOTHERMAL AUSTENITE DECOMPOSITION IN STRUCTURAL STEELS

A quantitative model is constructed that allows to draw TTT diagrams of isothermal austenite decomposition in moderately alloy hypoeutectoid and eutectoid steels (up to 5 % of alloying elements) by means of calculation from their chemical composition. The method is based on the approach considering the work of critical nucleus formation as small compared to the activation energy of growth, which permits to simplify the calculation formulae significantly. They actually contain 5 parameters, *viz.* the Avrami exponent n, exponent of supercooling m, upper temperature limit of transformation T_s, activation energy of growth U and the C constant that determines the position of the C-curve on the time scale. These parameters were set up based on the theoretical models of transformations or determined from experimental TTT diagrams from the literature (87 diagrams for the austenite to ferrite, 59 for austenite to pearlite and 73 for the austenite to bainite transformation). After that the dependence of these parameters on the chemical composition of steel was determined by means of multiple linear regression. For the bainite transformation its incompleteness under isothermal conditions was additionally accounted for. The ultimate fraction of bainite f_m was estimated using an equation analogous to the Koistinen – Marburger equation for martensite. Exponents n and m were taken up as constant ($n = 3$ for ferrite and pearlite transformations and $n = 2$ for the bainite one; $m = 3$ in all three cases), and the other three parameters as composition dependent. Calculation results show sufficient agreement with experimental TTT diagrams of isothermal austenite transformation to ferrite, pearlite and bainite.

Keywords: austenite, ferrite, pearlite, bainite, martensite, transformation, austenite decomposition, TTT diagram, C-curves, incubation time, activation energy, nucleation, growth, kinetics.

Диаграммы изотермического распада аустенита являются основой для анализа превращений в сталях при термической обработке [1–3]. Они строятся экспериментально. Существуют также справочные издания, в которых приводятся сводки таких диаграмм, построенных разными исследователями [3–6].

Однако построение диаграмм для каждой отдельной стали является достаточно трудоемким. Кроме того, набор экспериментальных диаграмм для разрозненных марок сталей не всегда позволяет наглядно проследить влияние того или иного фактора (например, содержания отдельного легирующего элемента) на кинетику распада аустенита. Ввиду этого в данной работе поставлена цель разработать методику построения диаграмм изотермического распада аустенита в сталях расчетным путем.

Попытки расчета диаграмм изотермического превращения предпринимались неоднократно.

В ряде работ делались попытки (зачастую успешные) рассчитать С-образную кривую начала превращения как длительность периода нестационарности зарождения [7–12]. Однако, как было показано еще В.И. Зюзиным [13], длительность «инкубационного периода» может меняться в несколько раз в зависимости от чувствительности используемой аппаратуры, так что понятие начала превращения не может быть связано с какой-либо его фундаментальной характеристикой. Кроме того, расчеты, основанные на периоде нестационарности, разумеется, позволяют описать только первую линию диаграммы изотермического распада.

Более реалистичным выглядит подход, основанный на классическом уравнении Аврами [14]:

$$f(t) = 1 - \exp\left(-Kt^n\right), \qquad (1)$$

где f – доля превращения, достигаемая за время t от начала изотермической выдержки, а K и n – коэффициенты. При $n > 1$ график $f(t)$ согласно уравнению (1) в области малых f является вогнутой кривой, что согласуется с уменьшением «инкубационного периода» при повышении чувствительности метода измерения f.

Так, в работах [15, 16] с использованием уравнения (1) удалось рассчитать полные диаграммы изотермического бездиффузионного превращения аустенита в феррит в серии сплавов Fe–9%Cr с различным содержанием углерода. Правда, для ранних и поздних стадий превращения приходилось использовать разные значения коэффициентов n и K, что, по-видимому, было обусловлено исчерпанием мест зарождения на границах зерен. Факт исчерпания мест зарождения подтверждался микроструктурными наблюдениями [16]. Это соответствует теории Дж. Кана для превращений, зарождающихся на границах зерен [14, 17]. Впоследствии с использованием вместо уравнения (1) точных выражений Кана [18] или альтернативных им [19] диаграммы изотермического распада в тех же сплавах удалось рассчитать на основе единой формулы, без необходимости кусочного задания значений кинетических коэффициентов.

Отметим, что в работах [15, 16, 18, 19] в расчетных формулах не учитывался не только период нестационарности зарождения, но и температурная зависимость работы образования критического зародыша, которая согласно классической теории зарождения [14] должна суммироваться с энергией активации перехода атомов через межфазную границу. Вероятно, продуктивность такого подхода оказалась обусловленной малостью работы зарождения по сравнению с энергией активации роста, что находит свое подтверждение в некоторых экспериментальных и теоретических работах [20–22]. Этот подход был использован в дальнейшем Д.Е. Капуткиным для оценки энергии активации фазовых превращений в большом числе сплавов на основе как железа, так и меди и алюминия [23].

В ряде работ предпринимались попытки найти зависимости параметров зависимостей скоростей зарождения и роста [24, 25] от температуры T, комбинация которых в различных степенях определяет коэффициент K в уравнении (1), либо самих коэффициентов зависимости $t(T, f)$ [26–29], от химического состава стали. Это также зачастую позволяло провести реалистичный расчет диаграмм изотермического распада аустенита.

Целью данной работы является разработка методики аналитического расчета диаграмм изотермического распада аустенита в углеродистых и умеренно легированных сталях в зависимости от их химического состава с использованием наиболее полного в отечественной литературе сборника экспериментальных диаграмм Л.Е. и А.А. Поповых [3].

Для решения поставленной задачи из справочника [3] было отобрано несколько десятков изотермических диаграмм, удовлетворяющих следующим требованиям:

1) сталь является доэвтектоидной или эвтектоидной;

2) суммарное содержание легирующих элементов не превышает 5 %;

3) в составе стали отсутствуют сильные карбидообразующие элементы (V, Nb, Ti), которые могут не полностью переходить в твердый раствор при аустенитизации, а также бор;

4) температура нагрева находится в однофазной аустенитной области и превышает точку A_{c3} (A_{c1}) не более чем на 150 °C.

Анализ этих диаграмм основывался на методике, описанной в работах [30, 31]. Для времени «начала» и «конца» изотермического превращения аустенита в феррит и перлит при температуре T использовалась следующая из уравнения (1) формула

$$t = \frac{(-\ln(1-f))^{1/n}}{K^{1/n}}, \qquad (2)$$

где для начала превращения доля распада принималась $f = 0{,}01$, а для конца – $f = 0{,}99$. Показатель степени n считался независимым от температуры и равным 3,0 (усредненное значение для всех использованных диаграмм составляет 3,28 при весьма значительном разбросе; для перлитного превращения большинство авторов также приводят значения 3,0–4,0 [32–34]). Для температурной зависимости коэффициента K использовалось выражение

$$K^{1/n} = C\left(\frac{T_s - T}{T}\right)^m \exp\left(-\frac{U}{RT}\right), \qquad (3)$$

отличительной особенностью которого является отсутствие в показателе экспоненты величины работы зарождения; аргументы в пользу этого приведены выше.

Температура T_s находилась как верхняя асимптота соответствующей С-образной кривой. Заметим, что в качестве нее нельзя использовать приводимые в справочнике точки A_{c3} или A_{c1}, поскольку между ними и указанной асимптотой может наблюдаться значительный гистерезис, особенно в легированных сталях (см., например, диаграммы №№ 267, 319, 432, 550 [3]).

Показатель степени m принимался равным 3, как это следует из теории роста перлита, контролируемого переносом углерода по межфазной границе [35, 36]. В работе [37] показано, что это значение описывает скорость роста перлита лучше, чем $m = 2$, следующее из теории объемной диффузии Зинера – Хиллерта [36, 38, 39]. Для нахождения энергии активации превращения U и константы C, определяющей положение С-образной кривой на оси времени, использовалось положение «носа» кривой начала соответствующего превращения (ферритного или перлитного). Действительно, если продифференцировать формулу (3) по температуре и приравнять производную нулю, то можно найти, что максимум $K^{1/n}$ наблюдается при температуре T_m, удовлетворяющей уравнению

$$U = mR\left(\frac{1}{T_m} - \frac{1}{T_s}\right)^{-1}, \qquad (4)$$

после чего C легко находится по формуле

$$C = \frac{\left(-\ln(1-0{,}01)\right)^{1/n}}{t_m}\left(\frac{T_m}{T_s - T_m}\right)^m \exp\left(+\frac{U}{RT}\right), \qquad (5)$$

в которой t_m – время начала соответствующего превращения при температуре «носа».

После нахождения всех параметров была определена их зависимость от концентрации различных элементов методом множественной линейной регрессии. Результирующие зависимости оказались следующими (концентрации элементов выражены в массовых процентах):

– для превращения аустенита в феррит (87 сталей)

$$T_s = 813 - 91\mathrm{C} - 14\mathrm{Mn} - 24\mathrm{Ni}\ ,\ ^\circ\mathrm{C}; \qquad (6а)$$

$$U = 99 + 19\mathrm{Si} + 31\,\mathrm{Mn} + 64\mathrm{Cr} + 10\mathrm{Ni} + 135\mathrm{Mo},\ \text{кДж/моль}; \qquad (6б)$$

$$\ln C = 19{,}78 - 2{,}16\mathrm{C} + 1{,}88\mathrm{Si} + 2{,}81\,\mathrm{Mn} + 6{,}64\mathrm{Cr} + 0{,}73\mathrm{Ni} + 10{,}82\mathrm{Mo},\ [\mathrm{c}^{-1}]; \qquad (6в)$$

– для превращения аустенита в перлит (59 сталей)

$$T_s = 730 - 22\mathrm{Mn} + 15\mathrm{Cr} - 22\mathrm{Ni}\ ,\ ^\circ\mathrm{C}; \qquad (7а)$$

$$U = 161 + 60\,\mathrm{Mn} + 46\mathrm{Cr} + 243\mathrm{Mo}\ ,\ \text{кДж/моль}; \qquad (7б)$$

$$\ln C = 24{,}70 + 1{,}89\mathrm{C} + 8{,}14\,\mathrm{Mn} + 4{,}20\mathrm{Cr} + 26{,}18\mathrm{Mo},\ [\mathrm{c}^{-1}]. \qquad (7в)$$

Для бейнитного превращения использовалась формула [40]

$$t = \left[\frac{\ln\frac{1}{1-f_m}}{1-n}\cdot\left(1-\left(\frac{\ln\frac{1-f}{1-f_m}}{\ln\frac{1}{1-f_m}}\right)^{1-n}\right)\right]^{1/n}\cdot K^{-1/n}, \qquad (8)$$

где f_m – предельная для данной температуры доля бейнита, которая описывалась уравнением

$$f_m = 1 - \exp\left(-0{,}040(T_s - T)\right), \qquad (9)$$

аналогичным уравнению Койстинена – Марбургера для мартенситного превращения [41]

$$f_m = 1 - \exp\left(-0{,}011(M_s - T)\right), \qquad (10)$$

показатель степени $n = 2$, а коэффициент $K^{1/n}$ описывался формулой (3) при $m = 3$. Результаты линейной регрессии (73 стали) для концентрационных зависимостей параметров превращения оказались следующими:

$$T_s = 708 - 169\mathrm{C} - 13\mathrm{Si} - 44\mathrm{Mn} - 47\mathrm{Cr} - 31\mathrm{Ni} - 35\mathrm{Mo},\ ^\circ\mathrm{C}; \qquad (11а)$$

$$U = 101 - 17\mathrm{Si} + 34\,\mathrm{Mn} + $$

$$+ 17\mathrm{Cr} + 15\mathrm{Ni}\ ,\ \text{кДж/моль}; \qquad (11б)$$

$$\ln C = 17{,}15 - 3{,}07\mathrm{Si} + 6{,}73\,\mathrm{Mn} + $$

$$+ 3{,}64\mathrm{Cr} + 3{,}01\mathrm{Ni},\ [\mathrm{c}^{-1}]. \qquad (11в)$$

Наконец, для мартенситной точки было получено следующее выражение (120 сталей):

$$M_s = 521 - 371\mathrm{C} - 29\mathrm{Mn} - 17\mathrm{Cr} - $$

$$- 16\mathrm{Ni} - 31\mathrm{Mo},\ ^\circ\mathrm{C}. \qquad (12)$$

Примеры рассчитанных по приведенным формулам диаграмм изотермического распада в сравнении с экспериментальными приведены на рис. 1. Степень согласия расчетов с экспериментом для всех сталей (расчетный и экспериментальный по работе [3] «инкубационный период», соответствующий $f = 0{,}01$) иллюстрирует рис. 2.

Разумеется, подход, основанный на простой линейной регрессии, не обеспечивает высокой точности (см. рис. 2) хотя бы потому, что, как хорошо известно, влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита не является аддитивным [2, 42]. Однако можно заметить, что даже он отражает некоторые эффекты взаимного влияния легирующих элементов. На рис. 3, *а* показаны зависимости времени начала превращения (достижения $f = 0{,}01$) аустенита в феррит от содержания хрома для различных концентраций никеля в сталях типа 40ХН. Из этих зависимостей видно, что с ростом содержания никеля эффект хрома возрастает в согласии с экспериментом. На рис. 3, *б* представлено влияние углерода на время начала превращения в сталях типа ХН3 и С2, которое тоже хорошо согласуется с экспериментом.

Еще раз подчеркнем отличия подхода, использованного в данной работе, от работ [26–28]. В них вместо традиционного уравнения Аврами (1)

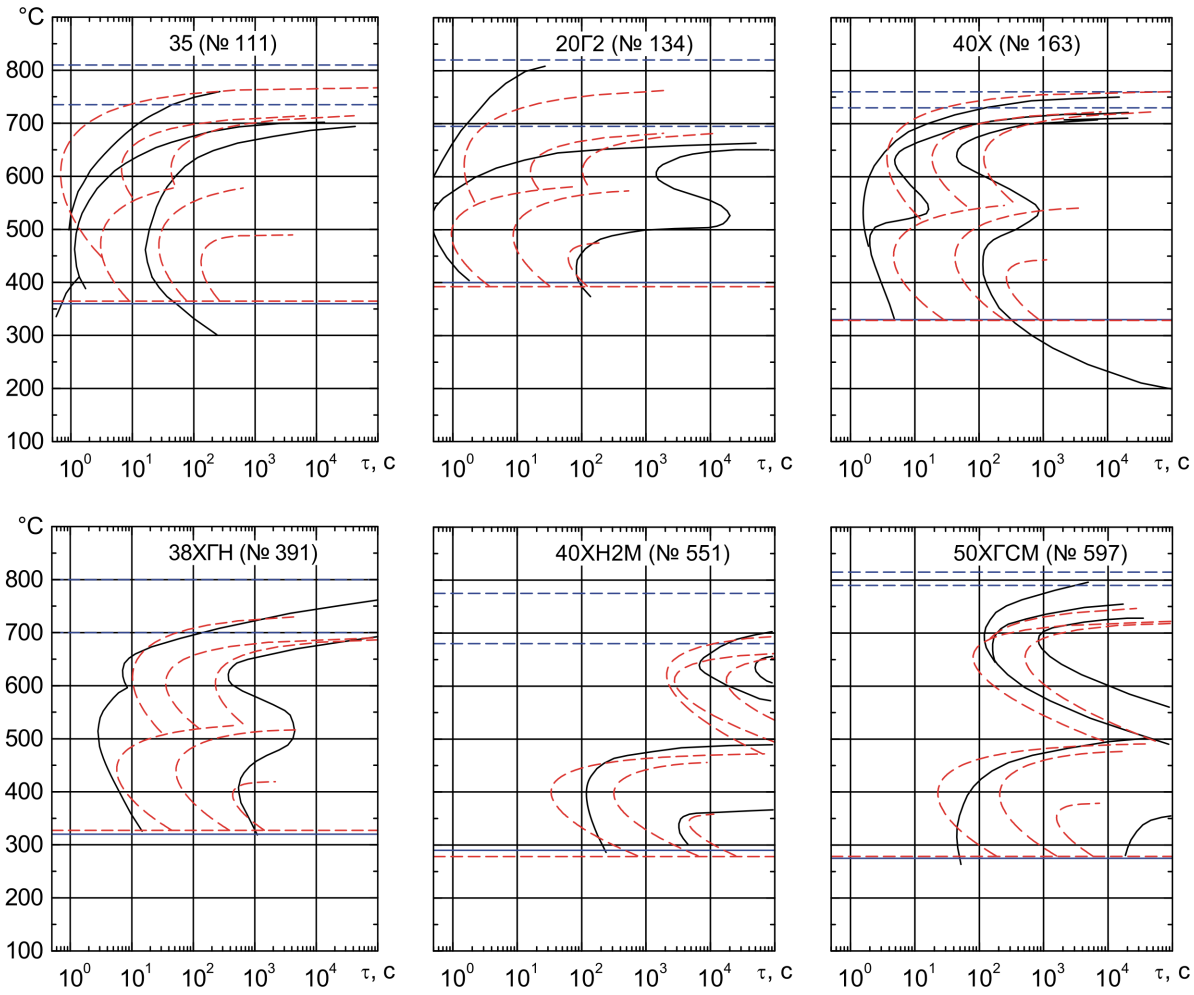
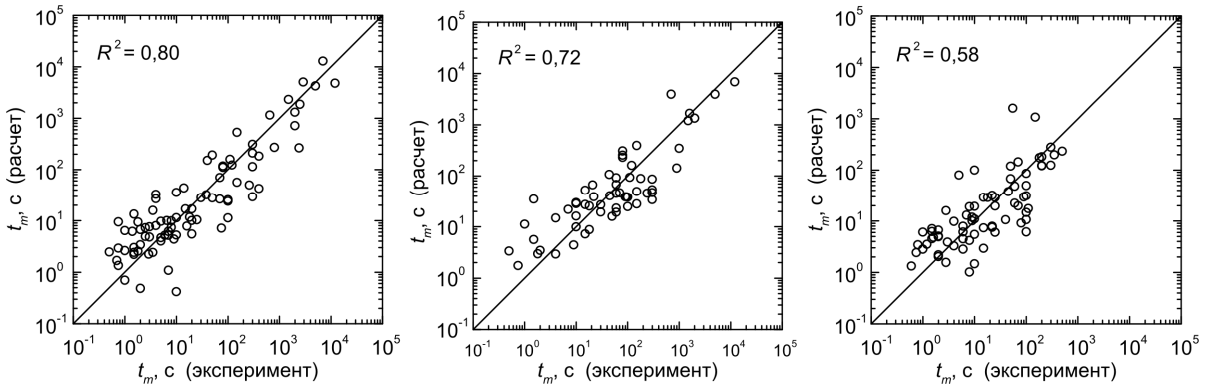
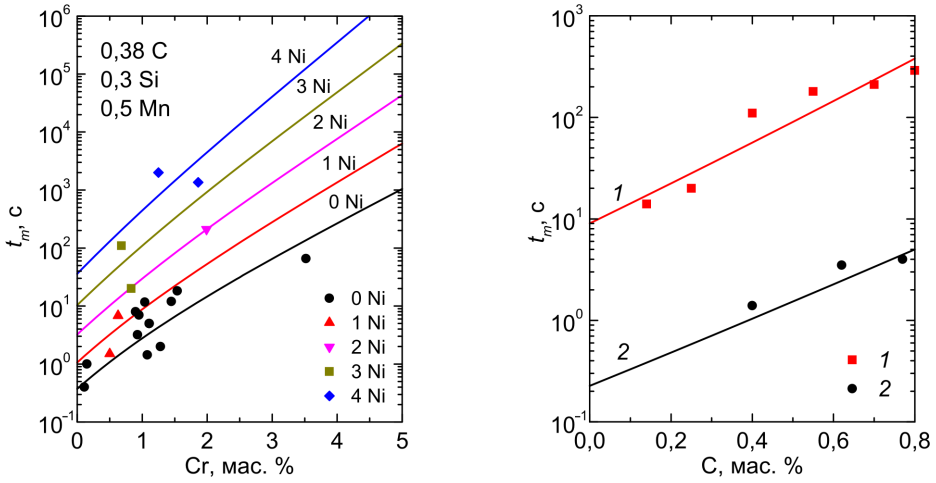


Рис. 1. Сравнение рассчитанных диаграмм изотермического распада аустенита (пунктирные линии) с экспериментальными [3] (сплошные линии). Марки сталей и номера диаграмм по работе [3] указаны на графиках



а *б* *в*

Рис. 2. Степень согласия результатов расчета «инкубационного периода» при температуре «носа» С-образной кривой с экспериментальными данными [3] для превращений аустенита в феррит (*а*), перлит (*б*) и бейнит (*в*)



а *б*

Рис. 3. Зависимость времени образования 1 % феррита при температуре «носа» С-образной кривой (t_m) от содержания хрома (*а*) и углерода (*б*). Составы основы сталей на графике *б*: *1* – 0,28 Si; 0,36 Mn; 0,68 Cr; 3,18 Ni; *2* – 2,2 Si; 0,25 Mn. Точки – экспериментальные данные [3, 6, 43–45], линии – результаты расчета

использовался сложный интеграл от f; энергия активации считалась постоянной (близкой к первому слагаемому формул (6б), (7б) и (11б)). С другой стороны, в этих работах температуры T_s рассчитывались не по эмпирическим формулам, а на основе термодинамического моделирования; кроме того, учитывался и размер аустенитного зерна путем введения дополнительного слагаемого в выражения для $\ln C$. Что касается последнего, то можно заметить, что при публикации экспериментальных диаграмм размер зерна чаще всего не указывают, и поэтому его учет не может существенно повысить точность расчетных формул.

Таким образом, в данной работе предложена количественная модель, позволяющая строить расчетным путем диаграммы распада аустенита в умеренно легированных доэвтектоидных и эвтектоидных сталях по их химическому составу на основе подхода, учитывающего малую роль работы зарождения по сравнению с энергией активации роста новой фазы.

В выполнении работы принимали участие студенты-дипломники Е.Е. Пацких и Е.В. Лузина.

Список литературы

1. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1993. – 446 с.

2. Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали / УрО РАН. – Екатеринбург, 1999. – 494 с.

3. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. – М.: Металлургия. 1991. – 503 с.

4. Тылкин М.А. Справочник термиста ремонтной службы. – М.: Металлургия, 1984. – 648 с.

5. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: справ. изд. / под общ. ред. А.Г. Рахштадта [и др.]. – М.: Интермет инжиниринг, 2005. – Т. 2. – 528 с.

6. Йех Я. Термическая обработка стали: пер. с чеш. – М.: Металлургия, 1979. – 216 с.

7. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений. – М.: Металлургия, 1969. – 264 с.

8. Коган Л.И., Энтин Р.И. О кинетике полиморфного превращения легированного железа // Проблемы металловедения и физики металлов. – М.: Металлургиздат, 1951. – Вып. 2. – С. 204–216.

9. Любов Б.Я., Ройтбурд А.Л. О скорости зарождения центров новой фазы в однокомпонентных системах // Проблемы металловедения и физики металлов. – М.: Металлургиздат, 1958. – Вып. 5. – С. 91–124.

10. Russell K.C. Grain boundary nucleation kinetics // Acta Metallurgica. – 1969. – Vol. 17, no. 8. – P. 1123–1131. DOI: 10.1016/0001-6160 (69) 90057-1

11. Kirkaldy J.S. Prediction of alloy hardenability from thermodynamic and kinetic data // Metallurg. Trans. – 1973. – Vol. 4, no. 10. – P. 2327–2333. DOI: 10.1007/BF02669371

12. Bhadeshia H.K.D.H. Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams // Metal Sci. – 1982. – Vol. 16, no. 3. – P. 159–165. DOI: 10.1179/030634582790427217

13. Зюзин В.И. Инкубационный период изотермического превращения аустенита // Труды института металлофизики и металлургии / УФАН СССР. – Свердловск, 1945. – Вып. 5. – С. 37–39.

14. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Ч. 1. Термодинамика и общая кинетика: пер. с англ. – М.: Мир, 1978. – 808 с.

15. Кинетические закономерности образования феррита из аустенита сплавов Fe–9%Cr различной чистоты по примесям внедрения / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев, В.М. Счастливцев, А.А. Мирзоев, И.Л. Яковлева // Физика металлов и металловедение. – 1998. – Т. 86, вып. 6. – С. 90–105.

16. Кинетика образования феррита в низкоуглеродистом сплаве Fe–9 % Cr / И.Л. Яковлева, Д.А. Мирзаев, В.М. Счастливцев, К.Ю. Окишев, В.М. Умова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – № 9. – С. 6–10.

17. Cahn J.W. The kinetics of grain boundary nucleated reactions // Acta Metall. – 1956. – Vol. 4, no. 5. – P. 449–459. DOI: 10.1016/0001-6160 (56) 90041-4

18. Austenite to ferrite transformation kinetics in Fe–9%Cr alloys – I. General kinetic analysis / D.A. Mirzaev, K.Yu. Okishev, A.A. Mirzoev, A.N. Makovetskii // Materials Sci. Forum. – 2019. – Vol. 946. – P. 210–214. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.946.210

19. Окишев К.Ю. Исчерпание мест зарождения и кинетические параметры аустенит-ферритного превращения в сплавах Fe–9%Cr // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Металлургия. – 2012. – № 15, вып. 18. – С. 116–121.

20. Influence of crystallography on aspects of solid-solid nucleation theory / W.C. Johnson, C.L. White, P.E. Marth, P.K. Ruf, S.M. Tuominen, K.D. Wade, K.C. Russell, H.I. Aaronson // Metallurgical Trans. A. – 1975. – Vol. 6A, no. 4. – P. 911–919. DOI: 10.1007/BF02672315

21. Lange III W.F., Enomoto M., Aaronson H.I. The kinetics of ferrite nucleation at austenite grain boundaries in Fe–C alloys // Metallurgical Trans. A. – 1988. – Vol. 19A, no. 3. – P. 427–440. DOI: 10.1007/BF02649256

22. Grain nucleation and growth during phase transformations / S.E. Offerman, N.H. van Dijk, J. Sietsma, S. Grigull, E.M. Lauridsen, L. Margulies, H.F. Poulsen, M.Th. Rekveldt, S. van der Zwaag // Science. – 2002. – Vol. 298, no. 5595. – P. 1003–1005. DOI: 10.1126/science.1076681

23. Капуткин Д.Е. Взаимосвязь термокинетических параметров диффузионного распада и энергии активации диффузии в сталях и цветных сплавах // Физика металлов и металловедение. – 2005. – Т. 99, № 4. – С. 5–9.

24. Юдин Ю.В., Гервасьев М.А., Кансафарова Т.А. Влияние хрома и никеля на устойчивость переохлажденного аустенита хромоникельмолибденовых сталей // Физика металлов и металловедение. – 1999. – Т. 87, № 4. – С. 99–102.

25. Моделирование γ→α-превращения в сталях / А.А. Васильев, Д.Ф. Соколов, Н.Г. Колбасников, С.Ф. Соколов // Физика твердого тела. – 2012. – Т. 54, вып. 8. – С. 1565–1574.

26. Kirkaldy J.S., Thomson B.A., Baganis E.A. Prediction of multicomponent equilibrium and transformation diagrams for low alloy steels // Hardenability Concepts with Applications to Steel / eds. D.V. Doane, J.S. Kirkaldy. – Warrendale, PA: TMS AIME, 1978. – P. 82–125.

27. Kirkaldy J.S. Diffusion-controlled phase transformations in steels. Theory and applications // Scandinav. J. of Metallugy. – 1991. – Vol. 20, no. 1. – P. 50–61.

28. The calculation of TTT and CCT diagrams for general steels: Internal report / N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A.P. Miodownik, J.-P. Schillé. – Sente Software, 2002. – 12 p. – URL: http://www.sentesoftware.co.uk/media/2540/ttt_cct_steels.pdf (acceessed 1 April 2020).

29. Ануфриев Н.П., Майсурадзе М.В., Юдин Ю.В. Численное моделирование структурных превращений в доэвтектоидных низколегированных сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2011. – № 4. – С. 40–45.

30. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю., Мирзаева К.Д. Превращение аустенита сталей в условиях непрерывного охлаждения [Электронный ресурс] // Известия Челябинского научного центра. – 2002. – Вып. 4. – С. 28–47. – URL: http://csc.ac.ru/news/2002_4/2002_4_3_4.pdf (дата обращения: 1.05.2020).

31. 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

32. Миркин И.Л. Исследование эвтектоидной кристаллизации стали // Структура и свойства сталей и сплавов: XVIII сб. тр. Москов. ин-та стали им. И.В. Сталина. – М.: Оборонгиз, 1941. – С. 5–158.

33. Über die Kinetik der perlitischen Umwandlung eines eutektoiden Stahles bei kontinuierlicher Abkühlung / K. Russev, S. Budurov, D. Danailov, T. Lazarowa // Zeitschrift für Metallkunde. – 1974. – Bd. 65, H. 11. – S. 686–691.

34. Умэмото М., Комацубара Н., Тамура И. Влияние размера зерна аустенита на прокаливаемость эвтектоидной стали // Тэцу то хаганэ. – 1980. – Т. 66, № 3. – С. 400–409. DOI: 10.2355/tetsutohagane1955.66.3_400

35. Turnbull D. Theory of cellular precipitation // Acta Metallurgica. – 1955. – Vol. 3, no. 1. – P. 55–63. DOI: 10.1016/0001-6160 (55) 90012-2

36. Перлит в углеродистых сталях / В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева, К.Ю. Окишев, Т.И. Табатчикова, Ю.В. Хлебникова; УрО РАН. – Екатеринбург, 2006. – 312 с.

37. Whiting M.J. A reappraisal of kinetic data for the growth of pearlite in high purity Fe–C eutectoid alloys // Scripta Materialia. – 2000. – Vol. 47, no. 11. – P. 969–975. DOI: 10.1016/S1359-6462 (00) 00464-4

38. Zener C. Kinetics of the decomposition of austenite // Trans. AIME. – 1946. – Vol. 167. – P. 550–583.

39. Hillert M. Solid state phase transformations // Jernkontorets Annaler. – 1957. – Vol. 141, no. 11. – P. 757–790.

40. Кинетика образования бейнита и пакетного мартенсита. III. Бейнитное превращение в сплаве Fe–9%Cr / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев, В.М. Счастливцев, И.Л. Яковлева // Физика металлов и металловедение. – 2000. – Т. 90, вып. 6. – С. 72–82.

41. Koistinen D.P., Marburger R.E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels // Acta Metallurgica. – 1959. – Vol. 7, no. 1. – P. 59–60. DOI: 10.1016/0001-6160 (59) 90170-1

42. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. – М.: Металлургиздат, 1963. – 312 с.

43. Krainer H., Kroneis M., Gattringer R. Umwandlungsverhalten und Schlagzähigkeit von Einsatzstählen // Archiv für das Eisenhüttenwesen. – 1955. – Jg. 26, H. 3. – S. 131–140.

44. Томсинский В.С., Лыгин Э.Н. Изотермический распад переохлажденного аустенита в сталях, легированных кремнием // Металловедение и металлокерамические материалы: сб. науч. тр. / Перм. политехн. ин-т. – Пермь, 1969. – № 51. – С. 47–53.

45. Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина И.А. Конструкционные стали: справ. – М.: Металлургия, 1980. – 288 с.

References

1. Lakhtin Iu.M. Metallovedenie i termicheskaia obrabotka metallov [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. Moscow: Metallurgiia, 1993, 446 p.

2. Smirnov M.A., Schastlivtsev V.M., Zhuravlev L.G. Osnovy termicheskoi obrabotki stali [Basics of Steel Heat Treatment]. UrO RAN. Ekaterinburg, 1999, 494 p.

3. Popova L.E., Popov A.A. Diagrammy prevrashcheniia austenita v staliakh i beta-rastvora v splavakh titana [Charts of transformation of austenite in steels and beta-solution in titanium alloys]. Moscow: Metallurgiia, 1991, 503 p.

4. Tylkin M.A. Spravochnik termista remontnoi sluzhby [Repair Service Thermist's Handbook]. Moscow: Metallurgiia, 1984, 648 p.

5. Metallovedenie i termicheskaia obrabotka stali i chuguna [Metal science and heat treatment of steel and cast iron]. Ed. A.G. Rakhshtadta. Moscow: Intermet inzhiniring, 2005, vol. 2, 528 p.

6. Iekh Ia. Termicheskaia obrabotka stali [Heat treatment of steel]. Moscow: Metallurgiia, 1979, 216 p.

7. Liubov B.Ia. Kineticheskaia teoriia fazovykh prevrashchenii [Kinetic Theory of Phase Transformations]. Moscow: Metallurgiia, 1969, 264 p.

8. Kogan L.I., Entin R.I. O kinetike polimorfnogo prevrashcheniia legirovannogo zheleza [On the kinetics of polymorphic transformation of alloyed iron]. *Problemy metallovedeniia i fiziki metallov*, Moscow: Metallurgizdat, 1951, iss. 2, pp. 204–216.

9. Liubov B.Ia., Roitburd A.L. O skorosti zarozhdeniia tsentrov novoi fazy v odnokomponentnykh sistemakh [On the nucleation rate of new phase centers in single component systems]. *Problemy metallovedeniia i fiziki metallov*. M.oscow: Metallurgizdat, 1958, iss. 5, pp. 91–124.

10. Russell K.C. Grain boundary nucleation kinetics. *Acta Metallurgica*, 1969, vol. 17, no. 8, pp. 1123–1131. DOI: 10.1016/0001-6160 (69) 90057-1

11. Kirkaldy J.S. Prediction of alloy hardenability from thermodynamic and kinetic data. *Metallurg. Trans*., 1973, vol. 4, no. 10, pp. 2327–2333. DOI: 10.1007/BF02669371

12. Bhadeshia H.K.D.H. Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams. *Metal Sci*., 1982, vol. 16, no. 3, pp. 159–165. DOI: 10.1179/030634582790427217

13. Ziuzin V.I. Inkubatsionnyi period izotermicheskogo prevrashcheniia austenita [Incubation period of isothermal transformation of austenite]. *Trudy instituta metallofiziki i metallurgii*. UFAN SSSR. Sverdlovsk, 1945, iss. 5, pp. 37–39.

14. Kristian Dzh. Teoriia prevrashchenii v metallakh i splavakh. Ch. 1. Termodinamika i obshchaia kinetika [Theory of Conversions in Metals and Alloys]. Moscow.: Mir, 1978, 808 p.

15. Mirzaev D.A., Okishev K.Iu., Schastlivtsev V.M., Mirzoev A.A., Iakovleva I.L. Kineticheskie zakonomernosti obrazovaniia ferrita iz austenita splavov Fe–9%Cr razlichnoi chistoty po primesiam vnedreniia [Kinetic regularities of ferrite formation from austenite of Fe-9%Cr alloys of various purity by impurities of introduction]. *Fizika metallov i metallovedenie,* 1998, vol. 86, iss. 6, pp. 90–105.

16. Iakovleva I.L., Mirzaev D.A., Schastlivtsev V.M., Okishev K.Iu., Umova V.M. Kinetika obrazovaniia ferrita v nizkouglerodistom splave Fe–9 % Cr [Kinetics of ferrite formation in low carbon alloy Fe-9 % Cr]. *Metallovedenie i termicheskaia obrabotka metallov*, 2000, no. 9, pp. 6–10.

17. Cahn J.W. The kinetics of grain boundary nucleated reactions. *Acta Metall*, 1956, vol. 4, no. 5, pp. 449–459. DOI: 10.1016/0001-6160 (56) 90041-4

18. Mirzaev D.A., Okishev K.Yu., Mirzoev A.A., Makovetskii A.N. Austenite to ferrite transformation kinetics in Fe–9%Cr alloys – I. General kinetic analysis. *Materials Sci. Forum*, 2019, vol. 946, pp. 210–214. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.946.210

19. Okishev K.Iu. Ischerpanie mest zarozhdeniia i kineticheskie parametry austenit-ferritnogo prevrashcheniia v splavakh Fe–9%Cr [Exhaustion of nucleation sites and kinetic parameters of austenite-ferrite transformation in Fe-9%Cr alloys]. *Vestnik Iuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Metallurgiia*, 2012, no. 15, iss. 18, pp. 116–121.

20. Johnson W.C., White C.L., Marth P.E., Ruf P.K., Tuominen S.M., Wade K.D., Russell K.C., Aaronson H.I. Influence of crystallography on aspects of solid-solid nucleation theory. *Metallurgical Trans. A*., 1975, vol. 6A, no. 4, pp. 911–919. DOI: 10.1007/BF02672315

21. Lange III W.F., Enomoto M., Aaronson H.I. The kinetics of ferrite nucleation at austenite grain boundaries in

Fe–C alloys. *Metallurgical Trans. A.,* 1988, vol. 19A, no. 3, pp. 427–440. DOI: 10.1007/BF02649256

22. Offerman S.E., N.H. van Dijk, Sietsma J., Grigull S., Lauridsen E.M., Margulies L., Poulsen H.F., Rekveldt M.Th., S. van der Zwaag. Grain nucleation and growth during phase transfor-mations. Science, 2002, vol. 298, no. 5595, pp. 1003–1005. DOI: 10.1126/science.1076681

23. Kaputkin D.E. Vzaimosviaz' termokineticheskikh parametrov diffuzionnogo raspada i energii aktivatsii diffuzii v staliakh i tsvetnykh splavakh [Interrelation of thermokinetic parameters of diffusion decay and diffusion activation energy in steels and non-ferrous alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2005, vol. 99, no. 4, pp. 5–9.

24. Iudin Iu.V., Gervas'ev M.A., Kansafarova T.A. Vliianie khroma i nikelia na ustoichivost' pereokhlazhdennogo austenita khromonikel'molibdenovykh stalei [Influence of chromium and nickel on the stability of subcooled chromium-nickel-molybdenum austenite steels]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1999, vol. 87, no. 4, pp. 99–102.

25. Modelirovanie γ→α-prevrashcheniia v staliakh / A.A. Vasil'ev, D.F. Sokolov, N.G. Kolbasnikov, S.F. Sokolov [Modeling γ→α- Conversion in Steels]. *Fizika tverdogo tela*, 2012, vol. 54, iss. 8, pp. 1565–1574.

26. Kirkaldy J.S., Thomson B.A., Baganis E.A. Prediction of multicomponent equilibrium and transformation dia-grams for low alloy steels. *Hardenability Concepts with Applications to Steel*. Ed. D.V. Doane, J.S. Kirkaldy. Warrendale, PA: TMS AIME, 1978, pp. 82–125.

27. Kirkaldy J.S. Diffusion-controlled phase transformations in steels. Theory and applications. *Scandinav. J. of Metallugy*, 1991, vol. 20, no. 1, pp. 50–61.

28. The calculation of TTT and CCT diagrams for general steels: Internal report. N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A.P. Miodownik, J.-P. Schillé. Sente Software, 2002, 12 p. URL: http://www.sentesoftware.co.uk/media/2540/ttt_cct_steels.pdf (acceessed 1 April 2020).

29. Anufriev N.P., Maisuradze M.V., Iudin Iu.V. Chislennoe modelirovanie strukturnykh prevrashchenii v doevtektoidnykh nizkolegirovannykh staliakh [Numerical simulation of structural transformations in pre-eutectoid low-alloy steels]. *Metallovedenie i termicheskaia obrabotka metallov*, 2011, no. 4, pp. 40–45.

30. Mirzaev D.A., Okishev K.Iu., Mirzaeva K.D. Prevrashchenie austenita stalei v usloviiakh nepreryvnogo okhlazhdeniia [Conversion of steel austenite under continuous cooling conditions]. *Izvestiia Cheliabin-skogo nauchnogo tsentra*, 2002, iss. 4, pp. 28–47. – URL: http://csc.ac.ru/news/2002_4/2002_4_3_4.pdf (data obrashcheniia: 1.05.2020).

31. 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, pp. 134–152. DOI: 10.1520/MPC20120023

32. Mirkin I.L. Issledovanie evtektoidnoi kristallizatsii stali [Investigation of eutectoid steel crystallization]. Struktura i svoistva stalei i splavov: XVIII sb. tr. Moskov. in-ta stali im. I.V. Stalina. Moscow: Oborongiz, 1941, pp. 5–158.

33. Russev K., Budurov S., Danailov D., Lazarowa T. Über die Kinetik der perlitischen Umwandlung eines eutektoiden Stahles bei kontinuierlicher Abkühlung. *Zeitschrift für Metallkunde*, 1974, Bd. 65, H. 11, pp. 686–691.

34. Umemoto M., Komatsubara N., Tamura I. Vliianie razmera zerna austenita na prokalivaemost' evtektoidnoi stali. *Tetsu to khagane*, 1980, vol. 66, no. 3, pp. 400–409. DOI: 10.2355/tetsutohagane1955.66.3_400

35. Turnbull D. Theory of cellular precipitation. *Acta Metallurgica*, 1955, vol. 3, no. 1, pp. 55–63. DOI: 10.1016/0001-6160 (55) 90012-2

36. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Iakovleva I.L., Okishev K.Iu., Tabatchikova T.I., Khlebnikova Iu.V. Perlit v uglerodistykh staliakh [Perlite in carbon steels]. UrO RAN, Ekaterinburg, 2006, 312 p.

37. Whiting M.J. A reappraisal of kinetic data for the growth of pearlite in high purity Fe–C eutectoid alloys. *Scripta Materialia*, 2000, vol. 47, no. 11, pp. 969–975. DOI: 10.1016/S1359-6462 (00) 00464-4

38. Zener C. Kinetics of the decomposition of austenite. *Trans. AIME*, 1946, vol. 167, pp. 550–583.

39. Hillert M. Solid state phase transformations. *Jernkontorets Annaler*, 1957, vol. 141, no. 11, pp. 757–790.

40. Mirzaev D.A., Okishev K.Iu., Schastlivtsev V.M., Iakovleva I.L. Kinetika obrazovaniia beinita i paketnogo martensita. III. Beinitnoe prevrashchenie v splave Fe–9%Cr [Kinetics of bainitis and packet martensite formation]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2000, vol. 90, iss. 6, pp. 72–82.

41. Koistinen D.P., Marburger R.E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*, 1959, vol. 7, no. 1, pp. 59–60. DOI: 10.1016/0001-6160 (59) 90170-1

42. Popov A.A. Fazovye prevrashcheniia v metallicheskikh splavakh [Phase Transformations in Metal Alloys]. Moscow: Metallurgizdat, 1963, 312 p.

43. Krainer H., Kroneis M., Gattringer R. Umwandlungsverhalten und Schlagzähigkeit von Einsatzstählen. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, 1955, Jg. 26, H. 3, pp. 131–140.

44. Tomsinskii V.S., Lygin E.N. Izotermicheskii raspad pereokhlazhdennogo austenita v staliakh, legirovannykh kremniem [Isothermal decomposition of supercooled austenite in silicon-alloyed steels]. *Metallovedenie i metallokeramicheskie materialy.*Perm', 1969, no. 51, pp. 47–53.

45. Pridantsev M.V., Davydova L.N., Tamarina I.A. Konstruktsionnye stali [Structural Steels]. Moscow: Metallurgiia, 1980, 288 p.

Получено 19.05.2020
Опубликовано 30.06.2020

Сведения об авторе

Окишев Константин Юрьевич (Челябинск, Россия) – доктор физико-математических наук, доцент, профессор кафедры материаловедения и физико-химии материалов Южно-Уральского государственного университета; e-mail: okishevki@susu.ru.

About the author

Konstantin Yu. Okishev (Chelyabinsk, Russian Federation) – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Department of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University; e-mail: okishevki@susu.ru.