

УДК 519.711.3: 621.785.05

Д.Г. Иванов¹, С.П. Кундас²

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЯХ ПРИ ИНДУКЦИОННОЙ ЗАКАЛКЕ

Рассматриваются особенности структурных превращений в стальных деталях при индукционной закалке. Предлагается математическая модель структурных превращений, основанная на использовании изотермических диаграмм нагрева и охлаждения, которая описывает процессы гомогенизации аустенита и роста его зерна, а также влияние этих процессов на дальнейший распад аустенита. Представляется алгоритм компьютерной реализации модели. Для уменьшения погрешности при использовании изотермических диаграмм для неизотермических процессов предлагается метод преобразования экспериментальных термокинетических диаграмм в расчетные изотермические.

Введение

Целью индукционной закалки является увеличение твердости поверхностных слоев детали посредством быстрого нагрева и последующего охлаждения. Желаемый эффект упрочнения достигается с помощью изменения микроструктуры стали. Однако, несмотря на то что этот процесс успешно применяется в промышленности на протяжении многих лет, актуальной по-прежнему остается задача оптимального его управления и обеспечения необходимого качества термообрабатываемых деталей. Это обстоятельство связано с повышением требований к надежности и материалоемкости продукции, что, в свою очередь, вызывает увеличение сложности геометрии, уменьшение толщины конструктивных элементов деталей.

Перспективным инструментом решения названных задач является применение методов компьютерного моделирования для оптимизации технологических режимов закалки, а также их объединение с системами управления технологическим оборудованием [1].

С точки зрения физики индукционной закалки этот технологический процесс весьма сложен и включает в себя целый ряд явлений, которые находятся в тесной взаимосвязи друг с другом. Одним из ключевых явлений в процессе закалки являются фазовые превращения, так как именно от конечного структурного состава, а также дисперсности полученных структур зависят эксплуатационные свойства детали.

1. Особенности структурных превращений при индукционной закалке

При индукционном нагреве под закалку выбранный температурно-временной режим должен обеспечить получение возможно более мелкого зерна аустенита. При скоростном индукционном нагреве температурный интервал фазовых превращений смещается в область более высоких температур. В этих условиях при аустенитизации образуется более мелкое начальное зерно аустенита, чем при медленном нагреве [2].

На рис. 1 температурные кривые наложены на термокинетические диаграммы (ТКД) нагрева и охлаждения в характерных точках цилиндрической детали. Точки пронумерованы в диапазоне 1–4, причем точка с меньшим номером находится на меньшей глубине от поверхности.

При быстром поверхностном индукционном нагреве в поверхностной точке 1 наблюдается резкое увеличение температуры с образованием гомогенного аустенита (см. рис.1). В течение последующего времени зерно аустенита увеличивается, что является неблагоприятным эффектом. Скорость нагрева и итоговая температура в точке 2 обеспечивают протекание процесса аустенитизации (температура поднялась выше линии A_{c3} на диаграмме), однако аустенит при этом негомогенный, т. е. концентрация углерода и других элементов по объему не одинакова. Это обстоятельство влияет на дальнейшие превращения при охлаждении. Вместе с тем время выдержки и температура нагрева меньше по сравнению с точкой 1 и вследствие этого размер зерна аустенита меньший по сравнению с размером зерна в точке 1, что позволяет достичь при охлаждении мартенситную структуру, обладающую лучшими механическими свойствами.

В точке 3 аустенизация начинается (температурная кривая пересекает линию $Ac1$), но не завершается. Наиболее быстро диффузия углерода происходит в перлитовых колониях, однако время выдержки недостаточно для перехода углерода вглубь ферритовых зерен. В итоге в этой точке характерным является наличие двух фаз: аустенита, который при охлаждении будет претерпевать превращение, и феррита. И, наконец, в точке 4 температура недостаточна для инициации начала аустенитного превращения. В этой точке и глубже в осевой зоне структура детали остается исходной или близкой к ней.

При последующем интенсивном охлаждении температура в точке 1 стремительно достигает температуры начала мартенситного превращения (M_s), и при полном охлаждении обычно получают структуру, состоящую из мартенсита и остаточного аустенита, количество которого зависит от химического состава стали.

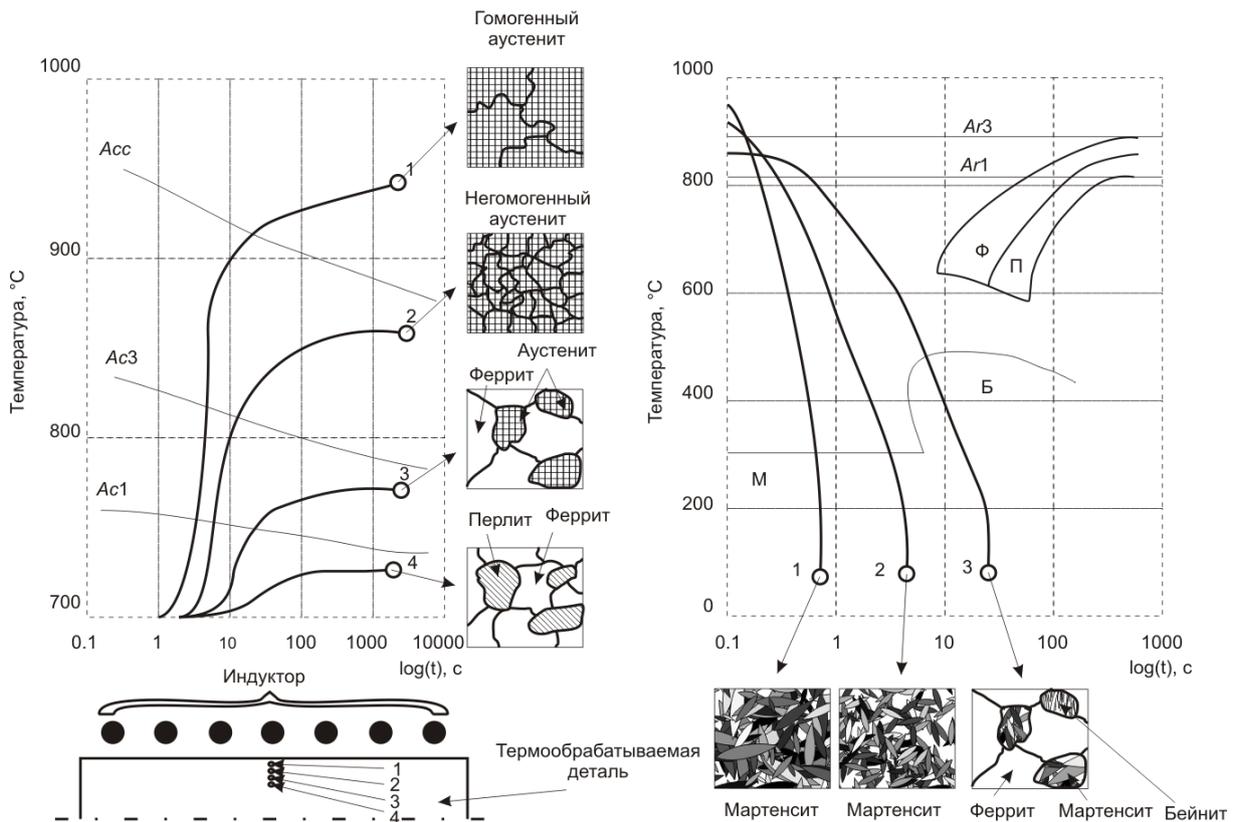


Рис. 1. Структурные превращения при индукционной закалке

Выделенные этапы нагрева и охлаждения достаточно условны – на практике в деталях сложной геометрии температурная кривая в некоторых точках может менять свое направление несколько раз за один технологический процесс индукционной закалки.

Таким образом, основной особенностью моделирования структурных превращений при индукционной закалке является необходимость рассмотрения не только стадии охлаждения, но и процесса нагрева. Кроме этого, необходимо учитывать рост зерна аустенита и его гомогенизацию.

2. Математическая модель структурных превращений, основанная на использовании изотермических диаграмм

Сложный характер изменения температуры в сечении детали при ее индукционной термообработке накладывает существенные ограничения на применение ТКД для описания структурных превращений при реальных расчетах. Поэтому в большинстве работ, посвященных моделированию структурных превращений [3–6], используются изотермические диаграммы (ИТД), которые показаны на рис. 2.

Подход к моделированию структурных превращений в настоящей работе основан на применении уравнения Аврами [7] и принципа аддитивности Шейля [8]. Уравнение Аврами описывает изотермическое превращение и может быть представлено в параметрическом виде:

$$y_d = y_{\max d} \left(1 - \exp(-b_d t^{n_d}) \right), \quad (1)$$

где y_d – объемная доля структурной составляющей, превращение которой может быть описано уравнением Аврами; $y_{\max d}$ – максимально возможная объемная доля структурной составляющей d при заданной температуре; b_d и n_d – зависимые от температуры параметры уравнения, которые могут быть вычислены с использованием диаграмм, показанных на рис. 2; t – время изотермической выдержки.

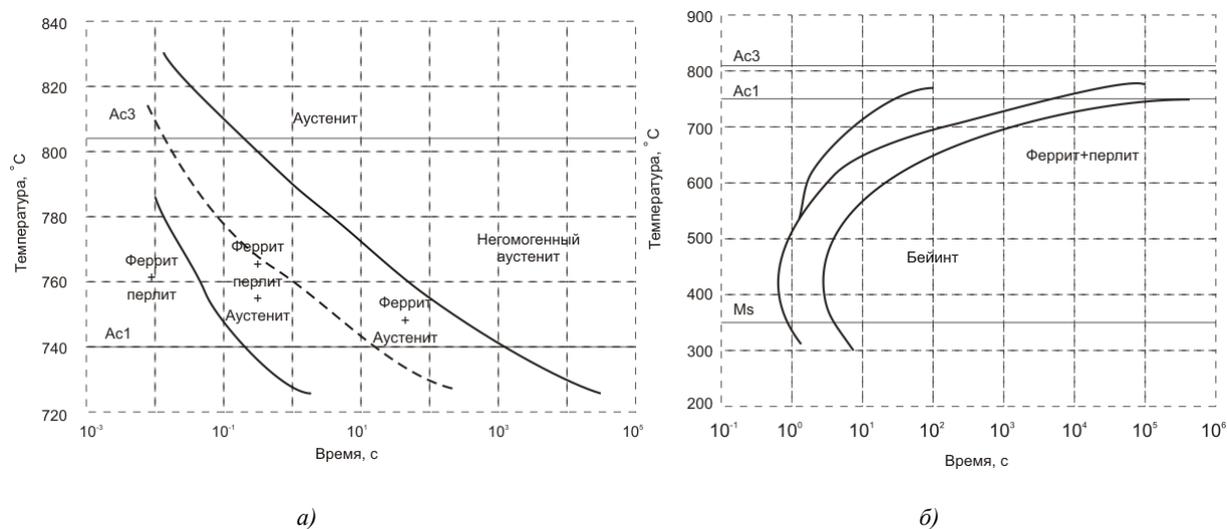


Рис. 2. Изотермические диаграммы для стали Ст45: а) нагрева; б) охлаждения

Правило аддитивности позволяет перейти к анализу неизотермических процессов, используя ИТД. Непрерывная температурная кривая аппроксимируется рядом «ступенек», т. е. изотермических выдержек. Математически правило аддитивности может быть выражено в следующем виде:

$$\sum_i \frac{\Delta t_i}{t_i} = 1, \quad (2)$$

где i – номер изотермической выдержки; Δt_i – время i -й изотермической выдержки; t_i – время, необходимое для определенного на диаграмме превращения.

Кривая начала превращения в сочетании с правилом аддитивности дает возможность расчета инкубационного периода зарождения структурной составляющей. После того как превращение началось, необходимо рассчитывать его на каждом шаге изотермической выдержки в соответствии с параметрическим видом уравнения Аврами. Однако это следует осуществлять с учетом превращения, которое произошло на предыдущих «ступеньках» изотермической выдержки. Для этого применима концепция *эквивалентного времени* превращения, т. е. времени, необходимого на текущем шаге (температуре соответственно) для превращения той доли структуры, которая была достигнута на предыдущем шаге. Такая величина может быть вычислена с помощью следующего выражения:

$$t_{i+1}^* = \left[-\frac{\ln \left(1 - \frac{y_{d(i)}}{y_{\max d(i+1)}} \right)}{b_{d(i+1)}} \right]^{n_{d(i+1)}} \cdot \quad (3)$$

Предложенный подход применим для моделирования структурных превращений как при нагреве, так и при охлаждении.

Исходя из представленных выше особенностей быстрого индукционного нагрева, необходимо учесть в модели структурных превращений рост зерна аустенита и процесс его гомогенизации.

В работах [9–11] зарождение и эволюция аустенита описываются с помощью уравнения диффузии. Практические расчеты при этом подходе сопряжены со сложностями идентификации параметров уравнения, таких, как коэффициент диффузии для произвольного химического состава. В настоящем исследовании применен подход, основанный на анализе результатов экспериментальных исследований [12]. Содержание углерода в аустените представлено как функция от разности температур $\Delta T = T_{aus} - Ac1$, где T_{aus} – температура, при которой завершилось формирование негомогенного аустенита. При этом вычисляются две величины: γ_P – содержание углерода в аустените, образовавшемся из перлита; γ_F – соответственно из феррита.

Следует отметить, что образование аустенита из мартенсита или бейнита в настоящей работе не рассматривается. Таким образом, вводится допущение, что исходная структура стали перед нагревом представляет собой перлитную и ферритную структуры, что чаще всего соответствует реальным процессам.

К расчету роста зерна аустенита также может быть применено правило аддитивности и следующее уравнение [12]:

$$G^a - G_0^a = k_0 \sum_i \Delta t_i \exp \left(-\frac{Q}{RT_i} \right), \quad (4)$$

где G – размер зерна аустенита при нагреве; G_0 – размер зерна аустенита на момент конца аустенитизации; Δt_i – время i -й изотермической выдержки; T_i – температура во время i -й изотермической выдержки; a , k_0 , Q – константы, подбираемые экспериментально; R – универсальная газовая постоянная.

Увеличенное зерно аустенита ведет к замедлению ферритного, перлитного и бейнитного превращений [13]. На ИТД это отражается в виде сдвига С-образных кривых начала и конца превращений. Аналитически могут быть приняты следующие поправки к параметрам уравнения Аврами [12]:

$$\begin{aligned} \tau_{1dg} &= (1 + D_G) \tau_{1d}; \\ n_{dg} &= n_d; \\ b_{dg} &= \frac{b_d}{(1 + D_G)^{n_d}}, \end{aligned} \quad (5)$$

где τ_{1dg} – инкубационное время структуры d с учетом влияния размера зерна; n_{dg} , b_{dg} – параметры уравнения Аврами с учетом влияния размера зерна; D_G – функция от размера зерна аустенита, определенная с использованием ИТД, построенных для разного размера зерна; τ_{1d} – время начала превращения структуры d для гомогенного аустенита.

Наличие в структуре стали неомогенного аустенита приводит к тому, что превращение феррита, перлита или бейнита протекает более продолжительное время по сравнению с превращением гомогенного аустенита. Таким образом, инкубационный период превращения неомогенного аустенита соответствует по времени инкубационному периоду для аустенита с наиболее низким содержанием углерода γ_F :

$$\tau_{1dD} = (1 + D_{\gamma F})\tau_{1d}, \quad (6)$$

где $D_{\gamma F}$ – функция от разности среднего по стали содержания углерода и γ_F . Для конца превращения справедливо следующее:

$$\tau_{2dD} = (1 + D_{\gamma P})\tau_{2d}, \quad (7)$$

где τ_{2dD} – время конца превращения структуры d , скорректированное с учетом неомогенности аустенита; $D_{\gamma P}$ – функция от разности среднего по стали содержания углерода и γ_P ; τ_{2d} – время конца превращения структуры d для гомогенного аустенита.

$D_{\gamma F}$ и $D_{\gamma P}$ могут быть получены путем анализа ИТД сталей с различным содержанием углерода.

Превращение мартенсита описывается уравнением Койстинена – Марбургера [14]:

$$y_m = y_{aus}(1 - \exp(-\Omega(Ms - T))), \quad (8)$$

где y_{aus} – объемная доля аустенита; Ω – постоянная, которая принимается для большинства сталей равной 0,011 1/К; M_s – температура начала мартенситного превращения.

Температура начала мартенситного превращения в зависимости от степени гомогенности аустенита может быть скорректирована [12]:

$$\begin{aligned} Ms_{\gamma P} &= Ms + h(\gamma - \gamma_P); \\ Ms_{\gamma F} &= Ms + h(\gamma - \gamma_F), \end{aligned} \quad (9)$$

где h – константа, определяющая зависимость температуры начала мартенситного превращения от содержания углерода.

На температуру начала мартенситного превращения значительно влияет как объемное напряжение (уменьшает температуру), так и девиаторное (увеличивает температуру). Для учета этих изменений применяется подход, предложенный в работе [15]:

$$\Delta Ms = A\sigma_m + BJ_2^{1/2}, \quad (10)$$

где A и B – коэффициенты, определяемые экспериментально; σ_m – объемное напряжение, J_2 – второй инвариант девиатора тензора напряжений.

Алгоритм компьютерной реализации представленной выше математической модели структурных превращений при индукционной закалке стальных деталей (рис. 3) позволяет проводить расчет аустенитизации и распада переохлажденного аустенита без разделения этих этапов, что дает возможность расчета сложных технологических процессов с произвольной кривой изменения температуры.

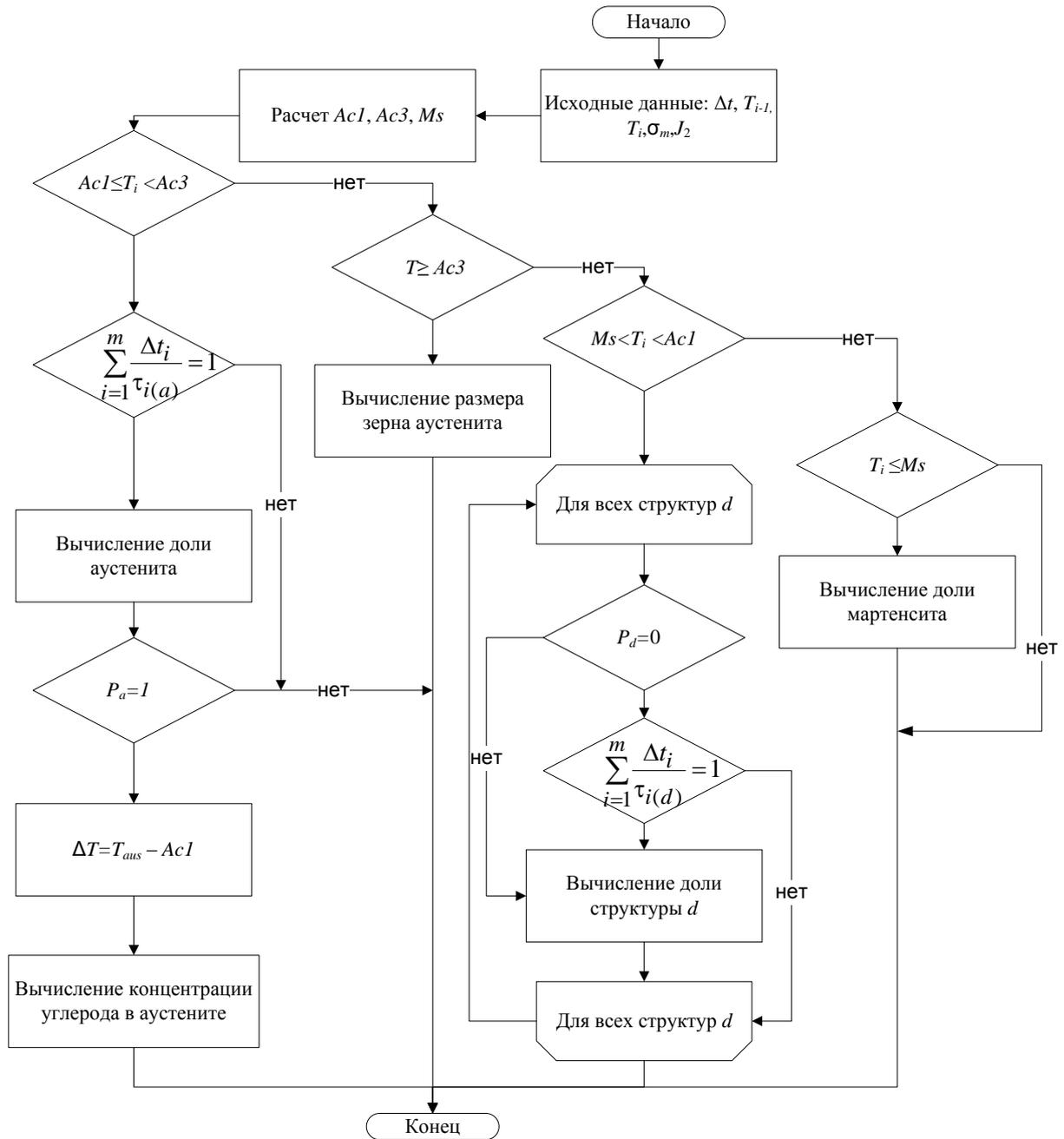


Рис. 3. Алгоритм компьютерной реализации комплексной модели структурных превращений при индукционной закалке

3. Метод преобразования термокинетических диаграмм в изотермические

Применение экспериментально построенных ИТД и принципа аддитивности Шейля для процессов с непрерывным изменением температуры может приводить к погрешностям при расчете таких структурных составляющих, как перлит [16–18]. Для решения этой проблемы предлагаются различные подходы, к которым можно отнести расширение линейного правила аддитивности Шейля до нелинейного [19]. Однако несмотря на то, что теоретически данный подход интересен, он не обладает таким свойством, как универсальность, сложен математически и требует глубокого анализа поведения разных сталей для идентификации параметров модели с целью дальнейшего его применения.

В настоящей работе предложен новый подход решения указанной проблемы, который лишен отмеченных выше недостатков. Суть его заключается в преобразовании ТКД в ИТД в целях дальнейшего ее использования в рамках описанной выше модели. При этом правило преобразования должно обеспечивать соответствие вычисленных с применением полученной ИТД и представленной выше вычислительной схемы (рис. 3) результатов по простым кривым охлаждения с результатами, полученными при использовании исходной ТКД.

Введем ряд гипотетических кривых охлаждения (рис. 4), которые развивались по линейному закону и пересекали кривую превращения в указанных точках. В связи с тем что экспериментальные ТКД строятся с применением температурных кривых, близких к линейным (особенно при сравнительно быстром охлаждении), можно утверждать, что полученные при пересечении гипотетическими линейными кривыми времена превращений достаточно точны. Несмотря на то что для отображения кривых «время – температура» обычно используется логарифмический масштаб по оси «время», на рис. 4 для дальнейшего удобства изложения использован линейный масштаб.

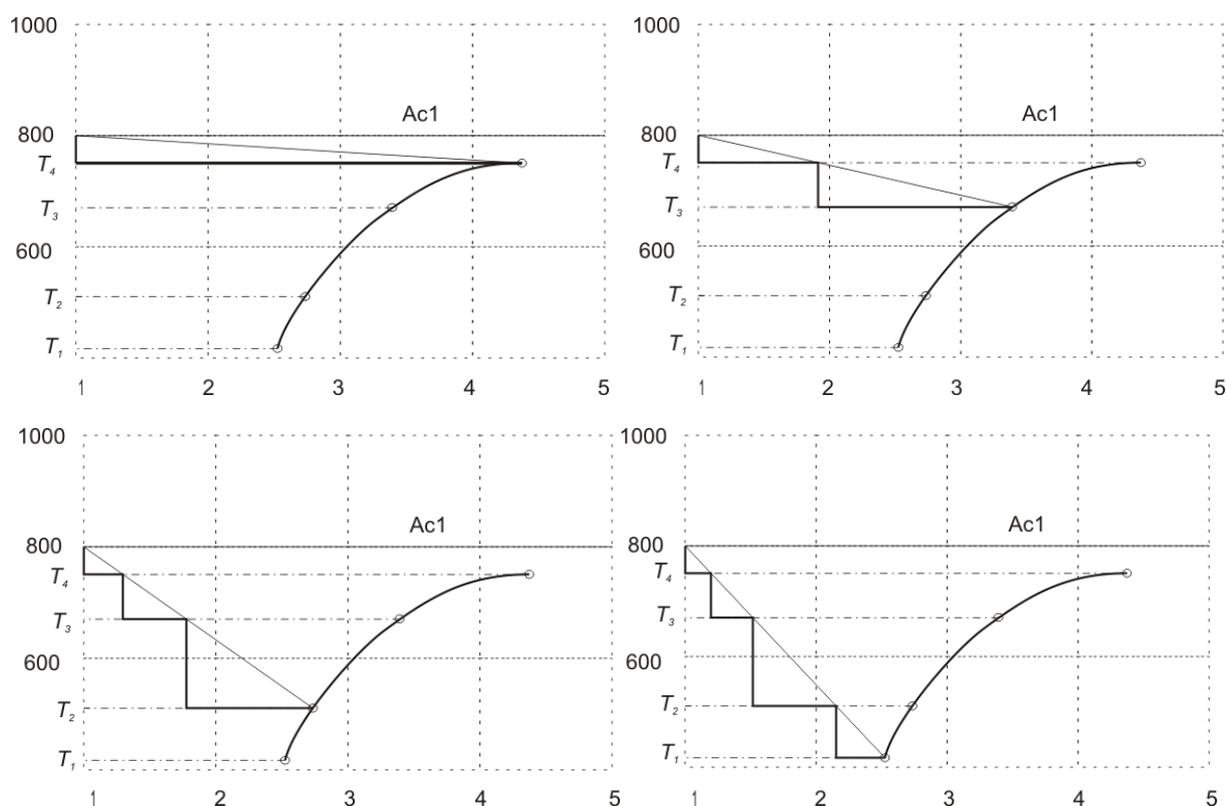


Рис. 4. Аппроксимация гипотетических кривых охлаждения с применением правила аддитивности Шейля

Аппроксимируем кривые охлаждения с применением правила аддитивности (2) в соответствии с рис. 4.

Тангенсы угла наклона кривых могут быть выражены следующим образом:

$$\operatorname{tg}\varphi_i = \frac{Ac1 - T_i}{t_i}, \quad (11)$$

где φ_i – угол наклона кривой i ; T_i – температура превращения; t_i – время превращения.

В соответствии с правилом аддитивности (2) и рис. 4 может быть построена следующая система уравнений:

$$\begin{bmatrix} \frac{T_2 - T_1}{\operatorname{tg} \varphi_1} & \frac{T_3 - T_2}{\operatorname{tg} \varphi_1} & \frac{T_4 - T_3}{\operatorname{tg} \varphi_1} & \frac{Ac1 - T_4}{\operatorname{tg} \varphi_1} \\ 0 & \frac{T_3 - T_2}{\operatorname{tg} \varphi_2} & \frac{T_4 - T_3}{\operatorname{tg} \varphi_2} & \frac{Ac1 - T_4}{\operatorname{tg} \varphi_2} \\ 0 & 0 & \frac{T_4 - T_3}{\operatorname{tg} \varphi_3} & \frac{Ac1 - T_4}{\operatorname{tg} \varphi_3} \\ 0 & 0 & 0 & \frac{Ac1 - T_4}{\operatorname{tg} \varphi_4} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \frac{1}{\tau_1} \\ \frac{1}{\tau_2} \\ \frac{1}{\tau_3} \\ \frac{1}{\tau_4} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 \\ 1 \\ 1 \\ 1 \end{bmatrix}, \quad (12)$$

где $\tau_1, \tau_2, \tau_3, \tau_4$ – времена изотермических превращений для температур T_1, T_2, T_3, T_4 соответственно.

В общем случае для произвольного количества кривых N :

$$\begin{bmatrix} \frac{T_2 - T_1}{\operatorname{tg} \varphi_1} & \dots & \frac{T_N - T_{N-1}}{\operatorname{tg} \varphi_{N-1}} & \frac{Ac1 - T_N}{\operatorname{tg} \varphi_1} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ 0 & \dots & \frac{T_N - T_{N-1}}{\operatorname{tg} \varphi_{N-1}} & \frac{Ac1 - T_N}{\operatorname{tg} \varphi_{N-1}} \\ 0 & \dots & 0 & \frac{Ac1 - T_N}{\operatorname{tg} \varphi_N} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \frac{1}{\tau_1} \\ \vdots \\ \frac{1}{\tau_{N-1}} \\ \frac{1}{\tau_N} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 \\ \vdots \\ 1 \\ 1 \end{bmatrix}. \quad (13)$$

Видно, что система уравнений (13) имеет верхний треугольный вид и ее решение не представляет особой сложности.

Предложенный метод может быть использован при анализе применимости правила аддитивности для определенных структурных превращений и сталей. На рис. 5 показан результат применения подхода по расчету ИТД с использованием ТКД к стали 42ХМ. Для вычисления использовались 100 гипотетических кривых, изменяющихся по линейному закону. Для сравнения приведены линии начала ферритного и перлитного превращений экспериментальной ИТД и рассчитанные значения.

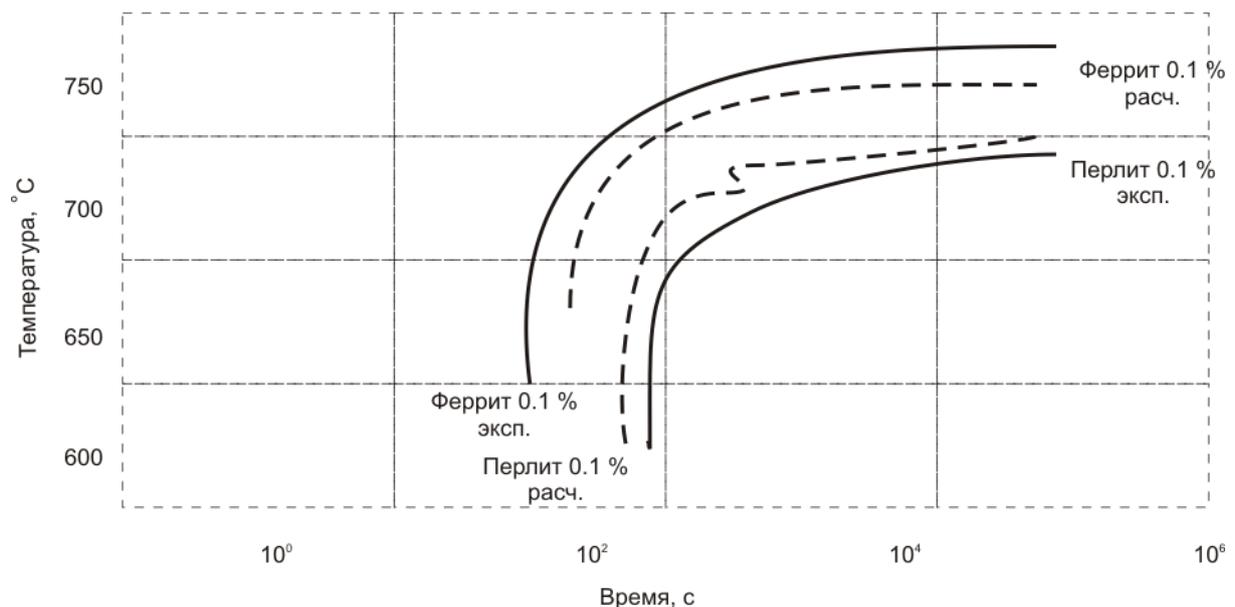


Рис. 5. Результат применения преобразования ТКД в ИТД для стали 42ХМ

На расчетной кривой начала перлитного превращения заметна аномалия. Это согласуется с экспериментальными данными, говорящими о том, что применение правила аддитивности для перлита при температурах, близких к A_{c1} , приводит к погрешностям [17].

Как следует из (13), прямое применение представленного метода возможно лишь для кривых на ТКД с постоянной долей структурной составляющей. К таким кривым можно отнести кривые начала превращений (обычно это кривые, обозначающие 0,1 или 1 % структурной составляющей) и некоторые кривые конца превращения с постоянной долей (99,9 или 99 % структурной составляющей). Вместе с тем не представляет сложности следующая модификация метода: на ТКД достраивается ряд кривых с постоянными долями рассматриваемой структурной составляющей (1, 4, 10, 24 % и т. д.) и для этих кривых осуществляется преобразование с использованием системы уравнений (13). Тем самым на рассчитанной ИТД появляются изолинии, с помощью которых достраивается кривая конца превращения с переменной предельной долей по ее длине.

Заключение

В настоящем исследовании предложена комплексная непротиворечивая модель структурных превращений при индукционной закалке стальных деталей, рассматривающая как образование аустенита, так и его распад независимо от динамики изменения температуры. Еще одним отличием от аналогичных моделей является учет особенностей быстрой индукционной закалки, таких, как учет размера зерна аустенита и его степени гомогенности, а также влияния напряжений на кинетику структурных превращений. Предложенная модель основывается на применении ИТД. В целях минимизации ошибки при применении ИТД для моделирования структурных превращений в непрерывных условиях предложен метод преобразования ТКД в ИТД. При использовании вычисленной таким образом ИТД совместно с правилом аддитивности для простых кривых охлаждения обеспечиваются результаты, аналогичные полученным с применением ТКД. Вместе с тем такая ИТД обладает преимуществом по сравнению с ТКД, так как позволяет моделировать превращения для произвольных температурных кривых. По сравнению с аналогичными попытками решения проблем, связанных с применением ИТД для неизотермических условий, подход отличается такими свойствами, как универсальность, математическая простота и возможность применения ко всем сталям, для которых построены экспериментальные ТКД.

Список литературы

1. Кундас, С.П. Компьютерное моделирование процессов термической обработки сталей / С.П. Кундас. – Минск : Бестпринт, 2005. – 313 с.
2. Термическая обработка в машиностроении: справочник ; под ред. Ю.М. Лахтина, А.Г. Рахштадта. – М. : Машиностроение, 1980. – 783 с.
3. Vasiliev, A. Modeling and investigation of hardening processes / A. Vasiliev, I. Pozniak, V. Greshnov // Proceedings of the Int. Scientific Colloquium «Modelling for Electromagnetic Processing», Hannover, March 24-26, 2003 / Gottfried Wilhelm Leibniz University of Hannover, Institute of Electrothermic Process Engineering. – Hannover, 2004. – P. 299–302.
4. Sanchez-Sarmiento, G.S. Inducter-B: a finite-element heat-transfer phase transformation model of induction heat treating of steels sensitive to chemical composition / G.S. Sanchez-Sarmiento, J. Vega, A. Gaston // Proceedings of the 17th ASM Heat Treating Society Conf. Including the 1st Int. Induction Heat Treating Symposium, Indianapolis, Sept. 14-18, 1997 / American Society of Metals. – Indianapolis, 1997. – P. 841–847.
5. Swierkosz, M. Numerical simulation of induction heating and quenching / M. Swierkosz, O. Greim, J.-F. Joyeux // Proceedings of the 17th ASM Heat Treating Society Conf. Including the 1st Int. Induction Heat Treating Symposium, Indianapolis, Sept. 14-18, 1997 / American Society of Metals. – Indianapolis, 1997. – P. 587–594.

6. Fachinotti, V.D. Solid-state microstructure evolution in steel / V.D. Fachinotti, A. Cardona, A.A. Anca // *Mecánica Computacional. Heat Transfer in Industrial Processes* / Ed. A. Larreteguy. – 2005. – Vol. XXIV, № 5. – P. 901–914.
7. Avrami, M. Kinetics of phase change. I. General theory / M. Avrami // *J. Chem. Phys.* – 1939. – Vol. 7. – P. 1103–1112.
8. Scheil, E. Anlaufzeit Der Austenitumwandlung / E. Scheil // *Arch. Eisenhüttenwes.* – 1935. – Bd. 8. – S. 565–567.
9. Modelling of kinetics and dilatometric behavior of non-isothermal pearlite-to-austenite transformation in an eutectoid steel / C. Garcia de Andres [et al.] // *Scripta Materialia.* – 1998. – Vol. 39, № 6. – P. 791–796.
10. Babu, S.S. Diffusion of carbon in substitutionally alloyed austenite / S.S. Babu, H.K.D.H. Bhadeshia // *Journal of Materials Science Letters.* – 1995. – Vol. 14. – P. 314–316.
11. Bhadeshia, H.K.D.H. Diffusion of carbon in austenite energy / H.K.D.H. Bhadeshia // *Metal Science.* – 1981. – Vol. 15. – P. 477–479.
12. Denis, S. Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolutions in steels / S. Denis, D. Farias, A. Simon // *ISIJ International.* – 1992. – Vol. 32, № 3. – P. 316–325.
13. Bhadeshia, H.K.D.H. Steels. Microstructure and properties / H.K.D.H. Bhadeshia, R.W.K. Honeycombe. – Oxford: Butterworth – Heinemann, 2006. – 344 p.
14. Koistinen, D.P. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels / D.P. Koistinen, R.T. Marburger // *Acta Metallurgica.* – 1959. – Vol. 7. – P. 59–60.
15. Inoue, T. Coupling between stress, temperature and metallic structures during processes involving phase-transformations / T. Inoue, Z.G. Wang // *Materials Science And Technology.* – 1985. – Vol. 1. – P. 845–850.
16. Hawbolt, E.B. Kinetics of austenite-ferrite and austenite-pearlite transformations in a 1025 carbon steel / E.B. Hawbolt, B. Chau, J.K. Brimacombe // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 1985. – Vol. 16, № 4. – P. 565–578.
17. Hawbolt, E.B. Kinetics of austenite-pearlite transformation in eutectoid carbon steel / E.B. Hawbolt, B. Chau, J.K. Brimacombe // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 1983. – Vol. 14, № 9. – P. 1803–1815.
18. Umemoto, M. Transformation to pearlite from work-hardened austenite / M. Umemoto, H. Ohtsuka, I. Tamura // *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan.* – 1983. – Vol. 23, № 9. – P. 775–784.
19. Reti, T. A non-linear extension of the additivity rule / T. Reti, I. Felde // *Computational Materials Science.* – 1999. – Vol. 15. – P. 466–482.

Поступила 16.01.09

¹Белорусский государственный университет
информатики и радиоэлектроники,
Минск, П. Бровки, 6
e-mail: i-d-g@tut.by

²Международный государственный
экологический университет им. А.Д. Сахарова,
Минск, Долгобродская, 28

D.G. Ivanov, S.P. Kundas

**MODELING THE PHASE TRANSFORMATIONS
IN STEEL DURING THE INDUCTION HARDENING**

The specific phase transformations in the steel during induction hardening are described. A mathematical model based on the isothermal diagrams of heating and cooling is developed. The model allows describing austenite homogenization and austenite grain growing and influence of such processes on further austenite transformation. A computational scheme of the model is proposed. The scheme avoids separation of cooling and heating processes during the calculations. In order to reduce the computational errors when using the isothermal diagrams, a method of transforming continuous cooling and heating diagrams to the isothermal diagrams is proposed.