

УДК 621.771.073
doi 10.18101/2306-2363-2016-4-52-56

© Е. Б. Бочектуева, Л. А. Бохоева

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ В ЭЛЕМЕНТАХ КОНСТРУКЦИЙ

Представлена методика расчета формирования различных структур при термической обработке. Источниками остаточных термонапряжений являются деформации, связанные с неравномерностью температурного поля и со структурными превращениями. Остаточные напряжения, возникающие в элементах после их изготовления, формируются в процессе окончательной термической обработки. Для этого необходимо решить связанную задачу термоупруговязкопластичности для материала с нестационарной структурой. В процессе превращений выделяется скрытая теплота структурных переходов, также происходит изменение объема, связанное с формированием другой кристаллической решетки. Структурные превращения оказывают существенное влияние на механические свойства стали. Сложные температурные режимы, реализуемые при термообработке прокатных валков, предъявляют особые требования к расчету структурного состояния.

Ключевые слова: термическая обработка, структурное состояние, аустенит, живучесть, термонапряжение, деформация, неравномерность температура поля.

E. B. Bochektueva, L. A. Bokhoeva

MATHEMATICAL MODELING OF STRUCTURE FORMATION DURING HEAT TREATMENT IN THE STRUCTURAL ELEMENTS

The article presents a method for calculating the formation of different structures during heat treatment. The sources of the residual thermal stresses are strain associated with the unevenness of temperature field and the structural transformations. Residual stresses in the elements after their manufacture are formed in the final heat treatment. To determine these thermal stresses it is necessary to solve the associated problem of the thermoelastic viscoplasticity for a material with non-stationary structure. Structure instability is explained by the fact that structural transformations occur during the heat treatment of steel. As a result, the latent heat of structural transitions is released and change of volume due to the formation of another crystal lattice takes place. In addition, structural changes have a significant effect on the mechanical properties of the steel. Complex temperature regimes implemented during the heat treatment of rolls, have specific requirements for the calculation of the structural state.

Keywords: heat treatment, structural condition, austenite, vitality, strain, thermal stresses, unevenness of temperature field

Для описания изотермического распада аустенита в перлит использовано уравнение Авраами [1], а для бейнитного превращения более сложное уравнение, учитывающее ускорение хода превращения под нагрузкой и снижение предельной степени распада

$$V_B(\tau) = \{ 1 - \exp [-K_B(t) \cdot (\Omega(\sigma_i) \cdot \tau)^{n_B(t)}] \} \cdot A(t) \cdot B(\sigma_i) \cdot V_A^B \quad (1)$$

где V_B , V_A^B — удельные доли бейнита и аустенита, сохранившегося к началу бейнитного превращения соответственно; A — предельная степень превращения аустенита в бейнит при данной температуре. Коэффициенты K_B и n_B можно определить по изотермической диаграмме превращений переохлажденного аустенита. Зная для каждой температуры времена начала τ_H^B и конца превращения τ_K^B , а также соответствующие им объемные доли перлита $V_B^H = 0,01$ и $V_B^K = 0,99$, получаем

$$n(t) = \lg \frac{\ln(1 - V_H)}{\ln(1 - V_K)} / \lg \frac{\tau_H}{\tau_K}, \quad K(t) = - \frac{\ln(1 - V_H)}{(\tau_H)^n} \quad (2)$$

Подставляя в эти выражения τ_H^B и τ_K^B , можно получить коэффициенты K_s и n_B для любой температуры бейнитной области.

Расчет структурного состава ведется шаговым методом. Плавная кривая изменения температуры в каждой точке валка заменяется ломаной, то есть принимается, что на каждом n -ом шаге по времени Δt_n температура мгновенно меняется с t_{n-1} на t_n и остается постоянной на данном шаге.

Согласно теории изокинетических реакций переход от изотермической кинетики распада аустенита к неизотермическим условиям осуществляется на основании правила аддитивности [4]. Уравнения для определения удельной доли бейнита на n -ом шаге имеют вид [4]

$$\tau_n^B = \frac{1}{\Omega(\sigma_i^{n-1})} \cdot \left[- \frac{\ln \left(1 - V_B^{n-1} / (V_A^B \cdot A(t_n) \cdot B(\sigma_i^{n-1})) \right)}{K(t_n)} \right] \frac{1}{n_B(t_n)} \quad (3)$$

$$V_B(\tau_n) = \left\{ 1 - \exp \left(- K_B(t_n) \left[\Omega(\sigma_i^{n-1}) (\tau_n^B + \Delta \tau_n) \right]^{n_B(t_n)} \right) \right\} V_A^B A(t_n) B(\sigma_i^{n-1})$$

где Ω , B — эмпирические зависимости, учитывающие ускорение хода превращения и снижения предельной степени распада под нагрузкой; σ_i — интенсивность напряжений.

Выражения для расчета удельной доли перлита получаются из уравнений (1)–(3), при замене индекса «Б» на «П» и значениях V_A^B , A , B и Ω равных единице.

Для описания атермического мартенситного превращения использованы зависимости удельной доли от температуры, полученные в ходе дилатометрического исследования, проведенного в работе [2].

Таким образом, описанная методика расчета структурного состояния позволяет определять в каждой точке валка в каждый момент времени вектор удельных долей аустенита, перлита, бейнита и мартенсита соответственно — $\{V\} = \{V_A, V_P, V_B, V_M\}$. По данной методике была создана программа расчета на ПЭВМ. Исходными данными для программы являются: шаг по времени, температура и структурный состав на предыдущем шаге, температура на текущем шаге. Выходными данными — структурный состав, свободная деформация и суммарный коэффициент линейного расширения, учитывающий как

чисто температурные деформации, так и деформации, связанные со структурными превращениями.

Адекватность математической модели структурных превращений аустенита подтверждалась посредством сравнения экспериментально полученной в работе [3] ТКД для стали 90ХФ с ТКД, прогнозируемой при использовании правила аддитивности. На рис. 1 штриховыми линиями изображены границы перлитной и бейнитной областей, определенные путем численного расчета, а сплошными линиями экспериментальные кривые. Следует отметить, что для хорошего согласования опытных и расчетных данных в бейнитной области использована методика, изложенная в работе [4], согласно которой производится смещения бейнитной области на ИТД вверх путем подстановки в уравнения, описывающие ИТД, скорректированного значения температуры

$$t_b = a_b \cdot t \quad (4)$$

где t — температура, $a_b = 0,75$ — коэффициент, полученный в ходе численного эксперимента.

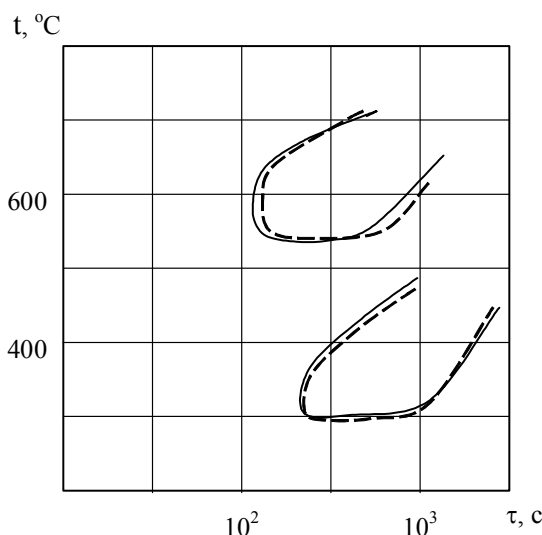


Рис. 1. Экспериментальные [5] (сплошные линии) и расчетные (штриховые линии) термокинетические диаграммы стали 90ХФ

Остановимся теперь на задании теплофизических характеристик, зависящих от структуры. Коэффициент теплопроводности гетерогенной структуры можно определить, исходя из правила смеси

$$\lambda = \lambda_\gamma \cdot V_A + \lambda_\alpha \cdot (1 - V_A) \quad (5)$$

где λ_γ , λ_α — коэффициенты теплопроводности аустенита и продуктов его распада соответственно.

Использование для перлита, бейнита и мартенсита одной зависимости λ_α объясняется несущественным отличием их коэффициентов теплопроводности [5], обусловленного единой основой α — железа для этих структур. Коэффициент теплопроводности стали в аустенитном состоянии слабо зависит от

химического состава, исходя из этого, λ_y принимался по усредненным значениям.

Коэффициент теплоемкости считался зависящим только от температуры и принимался по работе [4] в виде

$$C = 450 + 0,167 \cdot t, \quad \text{Дж/кг} \cdot \text{К}$$

Тепловые выделения при различных структурных превращениях рассчитывались по следующей конечно-разностной формуле

$$q_V^S = \rho \cdot L_s \cdot \frac{\Delta V_s}{\Delta \tau},$$

где L_s — удельная теплота структурного превращения, V_s — объемная доля продукта распада.

Предполагая, что объемные деформации, связанные со структурными превращениями, так же, как и чисто температурные, происходят изотропно, плотность можно определить по свободной деформации [4]

$$\rho = \rho_0 / (1 + \varepsilon_T),$$

где ε_T — свободная деформация, зависящая от температуры и структуры; $\rho_0 = 7,8 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ — плотность инструментальной стали в перлитном состоянии при температуре 20°C [6].

Кроме отмеченного, вычисление структурного состояния стали в каждой конкретной точке элемента в каждый момент времени необходимо для расчета суммарного коэффициента линейного расширения, учитывающего как чисто температурные деформации, так и деформации, связанные с формированием другой кристаллической решетки при структурных превращениях. Этот коэффициент можно определить по следующей формуле

$$\alpha_n = (\varepsilon_T^n - \varepsilon_T^{n-1}) / \Delta t_n \quad (6)$$

где $\varepsilon_T^n, \varepsilon_T^{n-1}$ — свободные деформации на текущем и предыдущем шаге.

На основании правила смеси свободная деформация гетерогенной структуры ε_T может быть определена по свободным деформациям составляющих структур пропорционально их удельным долям [4]

$$\varepsilon_T = \varepsilon_T^A V_A + \varepsilon_T^P V_P + \varepsilon_T^B V_B + \varepsilon_T^M V_M, \quad (7)$$

где $\varepsilon_T^A, \varepsilon_T^P, \varepsilon_T^B, \varepsilon_T^M$ — свободные деформации аустенита, перлита, бейнита и мартенсита соответственно, которые можно определить по дилатограммам этих структур.

Принимая во внимание, что коэффициенты линейного расширения перлита, бейнита и мартенсита, имеющих в основе α -железо [5], должны отличаться незначительно, ε_T^B полагалась равной ε_T^P , а зависимость для ε_T^M получалась посредством смещения перлитной дилатограммы параллельно самой себе в точку со свободной деформацией мартенсита при 20°C. Зависимости $\varepsilon_T^A, \varepsilon_T^P, \varepsilon_T^M$ для стали 90ХФ принимались согласно работе [6], в которой было проведено дилатометрическое исследование валковой стали 90ХФ

$$\begin{aligned} \varepsilon_T^A &= 1,37 \cdot 10^{-12} t^2 + 2,21 \cdot 10^{-5} t - 8,18 \cdot 10^{-3}, \\ \varepsilon_T^P &= 2,05 \cdot 10^{-14} t^2 + 1,31 \cdot 10^{-5} t - 2,61 \cdot 10^{-4}, \\ \varepsilon_T^M &= 2,05 \cdot 10^{-14} t^2 + 1,31 \cdot 10^{-5} t + 1,03 \cdot 10^{-3}. \end{aligned} \quad (8)$$

При использовании численного метода расчета по температуре данного шага по формулам (8) можно рассчитать свободные деформации составляющих структур, а по выражению (7), зная структурный состав, свободную деформацию гетерогенной структуры. Далее по формуле (6) можно определить суммарный коэффициент линейного расширения.

Литература

1. Покровский А. М., Лешковцев В. Г., Полушин А. А., Бочектуева Е. Б. Моделирование структурного состояния и напряжений в прокатных валках при закалке с индукционным нагревом // *металловедение и термическая обработка металлов*. — 2010. — № 9. — С. 40–43.
2. Бочектуева Е. Б. Численное определение напряженно-деформированного состояния в валках и усилий противоизгиба в четырехвалковой клети прокатного стана // *Вестник МГТУ им. Н.Э.Баумана. Машиностроение*. — 2010. — № 1 (78). — С. 45–53.
3. Ярема С. Я. Методология определения характеристик сопротивления развитию трещин (трещиностойкости) материалов при циклическом нагружении // *Физико-химическая механика материалов*. — 1981. — № 4. — С. 100–110.
4. Покровский А. М., Бочектуева Е. Б. Расчет усилий противоизгиба прокатного стана кварто с учетом остаточных термонапряжений в валках // *Производство проката*. — 2009. — № 2. — С. 14–18.

Бочектуева Е.Б., Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, Россия, Улан-Удэ, ул. Ключевская, 40в, E-mail: Bochektueva.e@yandex.ru

Бохоева Л.А., доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой, Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, Россия, Улан-Удэ, E-mail: bohoeva@yandex.ru.

Bochektueva E.B., East Siberia State University of Technology and Management, Klyuchevskaya Str., 40v, Ulan-Ude, Russia, E-mail: Bochektueva.e@yandex.ru

Bokhoeva L.A., Doctor of Engineering Sciences, Professor, Head of Department, East Siberia State University of Technology and Management, Gerdeva Str., Ulan-Ude, Russia, E-mail: bohoeva@yandex.ru.