

УДК 539.37

© 1999 г. В.Г. ЛЕШКОВЦЕВ, А.М. ПОКРОВСКИЙ

**РАСЧЕТ ЗАКАЛОЧНЫХ
НАПРЯЖЕНИЙ В СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЯХ
С УЧЕТОМ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
И ИЗМЕНЕНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА**

Крупногабаритные моноблочные опорные и рабочие прокатные валки для придания их контактным поверхностям требуемой твердости, как правило, подвергаются индукционной закалке токами промышленной частоты (ТПЧ). При этом в валках формируются значительные закалочные напряжения, способные привести к разрушению еще до начала эксплуатации при термообработке, транспортировке или хранении. Экспериментальные методы определения термонапряжений чрезвычайно трудоемкие и дорогостоящие, так как требуют разрезки валка.

В данной работе разработана методика и создана программа для расчета на ПЭВМ напряженно-деформированного состояния в крупногабаритных прокатных валках при индукционной закалке ТПЧ. Программа позволяет посредством численного эксперимента подбирать рациональные режимы закалки, такие как: мощность и скорость движения индуктора; интенсивность спрейерного охлаждения, которые способствовали бы формированию в валке заданного фазового состава, обеспечивающего требуемую твердость поверхности, но не привели бы к разрушению вследствие высоких термонапряжений. Напряжения при индукционной закалке возникают из-за неоднородности температурного поля и фазовых превращений, в процессе которых происходит изменение объема. Таким образом, метод расчета термонапряжений должен включать в себя решение трех задач: температурной, структурной и силовой.

Для определения температурного поля в валке решается двумерная осесимметричная задача нестационарной теплопроводности [1]. Для изотропного тела в случае переменных теплофизических коэффициентов эта задача описывается следующим дифференциальным уравнением:

$$c\rho\partial t/\partial\tau = \partial/(r\partial r)(\lambda r\partial t/\partial r) + \partial/\partial z(\lambda\partial t/\partial z) + q_v \quad (1)$$

где $t(r, z, \tau)$ – температура; r, z – координаты, направленные по радиусу и оси соответственно; τ – время; λ – коэффициент теплопроводности; ρ – плотность; q_v – мощность удельных источников энерговыделения.

Для описания условий теплообмена используются граничные условия третьего рода

$$\lambda(\partial t/\partial n)_0 = h(t_s - t_0) \quad (2)$$

где h – суммарный коэффициент теплоотдачи, учитывающий теплообмен конвекцией и излучением; t_s – температура окружающей среды; n – нормаль к поверхности; индекс (0) относится к значениям на поверхности.

Решение краевой задачи (1), (2) проводилось методом конечных элементов (МКЭ). Использовался осесимметричный треугольный симплекс-элемент. Для аппрокси-

мации производной по времени в уравнении (1) применялась безусловно устойчивая конечно-разностная схема Кранка-Никольсона. Принимались теплофизические коэффициенты зависящие как от температуры, так и от фазового состава: Учитывалось выделение тепла при распаде аустенита и поглощение тепла при аустенизации.

Особенностью индукционного нагрева является то, что основная часть энергии генерируется в поверхностном слое, толщина которого называется глубиной проникновения. Ширина этого слоя мало отличается от ширины индуктора [2]. Выделение тепловой энергии учитывалось посредством задания в конечных элементах, лежащих на данном шаге по времени под индуктором на глубине, равной глубине проникновения, мощности удельных источников энерговыделения q_v .

Глубина проникновения при закалке ТПЧ изменяется. В начальный период нагрева глубина проникновения электромагнитной энергии в крупногабаритные стальные валки составляет всего около 7 мм [2]. При нагреве выше точки Кюри (740°C) в связи с переходом стали в парамагнитное состояние глубина проникновения увеличивается до 70 мм [2].

Удельную объемную мощность q_v можно получить, разделив мощность электромагнитной энергии N , на объем слоя W , в котором выделяется эта энергия

$$q_v = N/W = I_i U \cos \varphi / (\pi d L_i \Delta) \quad (3)$$

где I_i – ток индуктора, U – напряжение, d – диаметр валка, L_i – ширина индуктора, Δ – глубина проникновения, $\cos \varphi$ – коэффициент, учитывающий к.п.д.

Для определения фазового состава проводилось математическое моделирование превращений в стали на основании теории изокINETических реакций, основу которой составляет правило аддитивности для перехода от изотермической кинетики распада аустенита к неизотермическим условиям. Подробно алгоритм изложен в [3]. Принималось, что исходное состояние валка до закалки перлитное. При нагреве выше 740°C перлит переходит в аустенит, который в зависимости от скорости охлаждения распадается впоследствии в перлит, бейнит или мартенсит.

Для описания структурного поля в валке на каждом шаге по времени для каждого конечного элемента вычислялся вектор фазового состава $\mathbf{V} = \{V_A, V_P, V_B, V_M\}$, компонентами которого являются объемные доли аустенита, перлита, бейнита и мартенсита соответственно.

Изотермический распад аустенита в перлит или бейнит описывали с помощью уравнения Авраами

$$V_N(\tau) = 1 - \exp[-K(t)\tau^m] \quad (4)$$

где V_N – объемная доля новой фазы (перлита или бейнита), K и m – коэффициенты, зависящие от температуры. Они определяются по изотермической диаграмме превращений аустенита (ИТД).

Для вычисления объемных долей фаз в неизотермических условиях применялся шаговый метод расчета. При этом на каждом n -м шаге для температуры шага t_n определялись значения коэффициентов K и m . Затем по формуле (4) вычислялось приведенное время τ_n , которому соответствует объемная доля новой фазы, накопленная на предыдущем шаге, в предположении, что распад протекает в условиях, соответствующих данному шагу. Объемная доля новой фазы на n -ом шаге определялась по формуле (4) для времени $\tau_n + \Delta\tau_n$ (где $\Delta\tau_n$ – n -й шаг по времени).

Для описания превращения аустенита в мартенсит использовалась температурная зависимость, так как в этом случае процесс не зависит от скорости охлаждения [4].

При закалке ТПЧ из-за жестких режимов теплообмена в поверхностных слоях валка возникают высокие температурные градиенты, и как следствие, формируются пластические зоны. В центральных областях валка вследствие нахождения их в течение десятков часов под нагрузкой в условиях высокой температуры проявляются реономные свойства стали. Фазовые переходы приводят к существенному изменению

механических свойств стали и к проявлению эффекта "сверхпластичности" — интенсивной ползучести в процессе самого превращения. Таким образом, для достоверного прогнозирования термонапряжений при индукционной закалке крупногабаритных валков необходимо решать задачу термоупруговязкопластичности с учетом неустойчивости фазового состава [5].

В настоящей работе использовался общий подход, согласно которому материал обладает вязкими свойствами как в упругой, так и в пластической областях. Тензор полной деформации представлялся в виде суммы

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^c + \delta_{ij}\varepsilon_T \quad (5)$$

где ε_{ij}^e , ε_{ij}^p , ε_{ij}^c — компоненты упругой, пластической и деформации ползучести соответственно; ε_T — свободная деформация, учитывающая изменение температуры и фазового состава; δ_{ij} — символ Кронекера.

Так как процесс нагружения при закалке крупногабаритных валков существенно отличается от простого, в расчете использовалась теория пластического течения, описывающая непрямое нагружение. Пластический потенциал для неизотермической теории течения в случае нестабильного фазового состава и использовании критерия Хубера — Мизеса можно представить в виде

$$F_p = (\sqrt{3/2} S_{ij} S_{ij})^{1/2} - f_p(q_p, t, V) = 0 \quad (6)$$

где S_{ij} — девиатор напряжений; $q_p = \int d\varepsilon_i^p$ — параметр Удквиста при пластичности, причем $d\varepsilon_i^p$ — интенсивность приращений пластических деформаций.

Вводя для упрощения обобщенный параметр Q , характеризующий температурное и структурное состояние стали и учитывая, что первое слагаемое в (6) представляет собой интенсивность напряжений σ_i , из формулы (6) получим

$$\sigma_i = f_p(q_p, Q) \quad (7)$$

Выбор условия пластичности в виде соотношения (7) равносителен гипотезе, о том что при данных температуре и фазовом составе интенсивность напряжений является функцией параметра Удквиста, не зависящей от типа напряженного состояния. Таким образом, функцию f_p можно получить из мгновенных кривых растяжения, представив их в виде $\sigma = f_p(\varepsilon_p, Q)$. При записи этого уравнения учтено, что для одноосного растяжения $\sigma_i = \sigma$ и $q_p = \varepsilon_p$, где ε_p — накопленная пластическая деформация. При использовании модели упругопластической среды со степенным упрочнением для описания кривых растяжения отдельных фаз, мгновенную кривую растяжения гетерогенной структуры можно представить в виде

$$\begin{aligned} \sigma &= E\varepsilon, \text{ при } \varepsilon \leq \varepsilon_s = (\sigma_{sA}V_A + \sigma_{sP}V_P + \sigma_{sB}V_B + \sigma_{sM}V_M)/E \\ \sigma &= \sigma_{sA}(\varepsilon/\varepsilon_{sA})^{m_A} V_A + \sigma_{sP}(\varepsilon/\varepsilon_{sP})^{m_P} V_P + \sigma_{sB}(\varepsilon/\varepsilon_{sB})^{m_B} V_B + \\ &+ \sigma_{sM}(\varepsilon/\varepsilon_{sM})^{m_M} V_M \text{ при } \varepsilon > \varepsilon_s \end{aligned} \quad (8)$$

где E — модуль упругости, зависящий только от температуры; σ_{sA} , σ_{sP} , σ_{sB} , σ_{sM} , m_A , m_P , m_B , m_M — пределы текучести и показатели упрочнения, зависящие от температуры для аустенитата, перлита, бейнита и мартенсита соответственно.

Имея мгновенную кривую растяжения и приращение интенсивности напряжений σ_i для каждого конечного элемента на данном шаге можно рассчитать интенсивность приращений пластической деформации [5]:

$$d\varepsilon_i^p = (1/E_k - 1/E)(d\sigma_i - \partial f_p / \partial Q dQ) \quad (9)$$

где $E_k = \partial f_p / \partial \varepsilon_p$ — касательный модуль.

Использование соотношений Прандтля – Рейсса приводит к выражению для компонентов вектора приращений пластической деформации

$$d\epsilon_{ij}^p = \frac{3}{2}(1/E_k - 1/E)(d\sigma_i - \partial f_p / \partial Q dQ) S_{ij} / \sigma_i \quad (10)$$

При совместном решении задач пластичности и ползучести теорию пластического течения целесообразно использовать вместе с теорией ползучести с изотропным упрочнением. При построении потенциала ползучести предполагалось, что кривую ползучести гетерогенной структуры можно получить на основании принципа аддитивности

$$\epsilon_c(\tau) = \epsilon_c^A(\tau)V + \epsilon_c^P(\tau)V_P \quad (11)$$

Принималось, что ползучестью обладают только существующие при высоких температурах фазы – аустенит и перлит. При использовании соотношений теории упрочнения для описания кривых ползучести аустенита ϵ_c^A и перлита ϵ_c^P выражение для скорости деформации ползучести гетерогенной структуры ξ_c при постоянном на шаге фазовом составе имеет вид [5]:

$$\xi_c = \gamma_A \sigma^{V_A} / (\epsilon_c^A)^{\beta_A} V_A + \gamma_P \sigma^{V_P} / (\epsilon_c^P)^{\beta_P} V_P \quad (12)$$

где $\gamma_A, V_A, \beta_A, \gamma_P, V_P, \beta_P$ – коэффициенты, зависящие от температуры.

В отличие от классической теории упрочнения в уравнение (12) входят деформации ϵ_c^A и ϵ_c^P , подсчитанные по кривым ползучести аустенита и перлита для времени, при котором правая часть уравнения (11) равна деформации ползучести гетерогенной структуры ϵ_c . Таким образом, определение ϵ_c^A и ϵ_c^P сводится к решению итерационным способом относительно τ трансцендентного уравнения (11). Подробно процедура описана в [6].

При исследовании фазовых превращений в валковой стали [7] установлено, что в процессе бейнитного превращения при наличии напряжений появляются неупругие деформации особого типа, связанные с упорядочением сдвигов при перестройке кристаллической решетки под нагрузкой. Выяснено, что в условиях испытаний на растяжение эта деформация определяется только уровнем приложенного напряжения и объемной долей образовавшегося бейнита

$$\Delta\epsilon_B = \eta_B \sigma \Delta V_B \quad (13)$$

где η_B – константа материала.

В связи с тем, что эта сверхпластическая деформация развивается во времени, ее можно объединить с деформацией ползучести. Уравнение состояния в этом случае примет вид

$$\zeta_{ij} = \frac{3}{2} S_{ij} / \sigma_i (\gamma_A \sigma_i^{V_A} / (\epsilon_c^A)^{\beta_A} V_A + \gamma_P \sigma_i^{V_P} / (\epsilon_c^P)^{\beta_P} V_P + \eta_B \sigma_i \partial V_B / \partial \tau) \quad (14)$$

где ζ_{ij} – тензор скоростей деформаций ползучести.

Уравнения (10) и (14) являются определяющими для решения задачи термоупруговязкопластичности с учетом изменения фазового состава. Расчет выполнялся в приращениях шаговым методом дополнительных деформаций. Принцип расчета заключался в итерационном уточнении приращений деформаций пластичности и ползучести на шаге, включенных в состав дополнительной деформации, при которых интенсивность напряжений, вычисленная в результате решения задачи термоупругости, не превышала бы значения, полученного по мгновенной кривой растяжения для накопленной к данному шагу пластической деформации ϵ_p . Очевидно, что кроме ϵ_p необходимо еще запоминать ϵ_c в каждом конечном элементе, так как она необходима для вычисления ϵ_c^A и ϵ_c^P , входящих в уравнение состояния (14). Силовая задача также

как и температурная решалась МКЭ с использованием треугольного осесимметричного симплекс-элемента. Конечно-элементные сетки обеих задач совпадали.

В качестве иллюстрации работы программы производился расчёт напряжений при индукционной закалке ТПЧ опорного вала, выполненного из стали 9ХФ с размерами рабочей части (мм): диаметр – 1600; длина – 2000. Режимы термообработки соответствовали заводской технологии, применяемой на АО "НКМЗ", которая заключается в следующем. Вначале производится предварительный печной подогрев вала в течение 23 часов при температуре 540°C. Затем валок устанавливается в вертикальное положение и осуществляется закалка за один проход. Двухсекционный индуктор, охватывающий валок, суммарной шириной 375 мм движется вверх со скоростью 1,2 мм/с от нижней кромки бочки. Соединенный с индуктором спрейер движется за ним на расстоянии 167 мм. При этом на нагретую после прохождения индуктора до температуры 920°C поверхность вала из спрейера подается вода. Причем охлаждается вся поверхность вала, лежащая под индуктором и ниже его. После прохождения рабочей части вала осуществляется остановка спрейера в верхнем положении и подача воды из него на поверхность бочки в течение 45 мин. Затем производится отпуск при температуре 460°C в течение 70 часов.

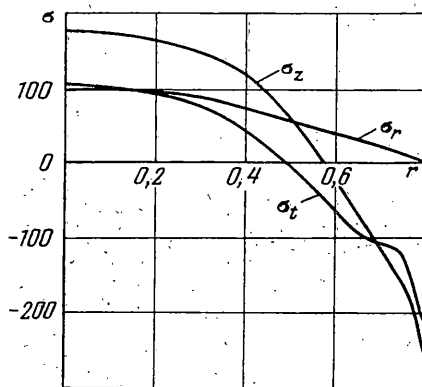
Числовые значения теплофизических параметров, необходимые для расчета температурного поля задавались согласно [1, 8]. Удельная мощность q_v рассчитывалась при $I_t = 6400$ а; $U = 380$ в, $\cos\phi = 0,5$. В начале нагрева Δ принималась равной 7 мм. По мере нагрева вала за Δ принималась толщина слоя, в котором $t > 740^\circ\text{C}$. Увеличение Δ проходило до предельного значения, равного 70 мм.

Необходимые для расчета фазового состава коэффициенты K и m рассчитывались по ИТД стали 9ХФ, приведенной в [9].

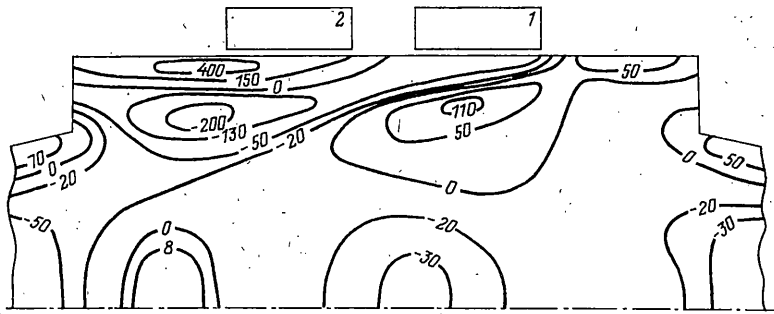
Значения всех эмпирических коэффициентов, входящих в уравнения состояния, принимались согласно результатам экспериментального исследования стали 75Х2ГНМФ [5]. Последнее оправдано тем, что как показали тестовые опыты, физико-механические характеристики валковых сталей 60Х2СМФ, 75Х2ГНМФ, 9ХФ и аналогичных им в аустенитном, перлитном, бейнитном и мартенситном состояниях мало отличаются друг от друга. Различие в составе легирующих элементов оказывает влияние только на ИТД стали. Поэтому опыты по изучению пластичности и ползучести отдельных фаз было удобно провести на стали, имеющей высокую устойчивость переохлажденного аустенита. Естественно, что закалочные напряжения, рассчитанные для разных валковых сталей, отличаются вследствие не одинакового протекания фазовых переходов, и как следствие, различия в физико-механических свойствах гетерогенной структуры.

На фиг. 1 представлено распределение остаточных напряжений σ [МПа] по радиусу для срединного сечения вала r [мм]. Видно, что максимальными являются осевые напряжения. Нужно отметить, что наибольшую опасность представляют растягивающие напряжения, которые могут привести к зарождению и росту трещин, и вызвать хрупкое разрушение.

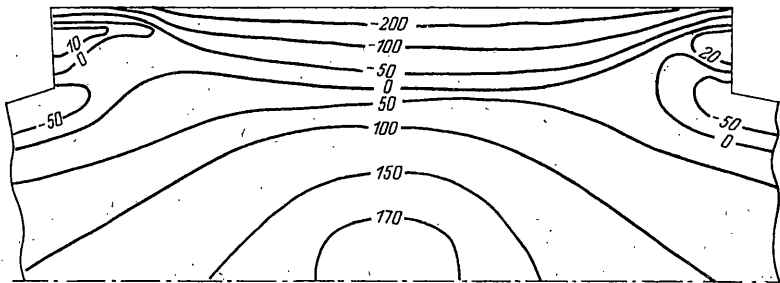
На фиг. 2 приведена картина изолиний осевых напряжений в продольном сечении вала для времени закалки 16 мин 40 с. Видно, что за спрейером находится зона высоких растягивающих напряжений, достигающих 400 МПа. Характер поля остаточных осевых напряжений (фиг. 3) таков: у поверхности рабочей поверхности возникают сжимающие напряжения порядка 220 МПа. В срединной части вала формируется зона растягивающих напряжений, достигающих 180 МПа.



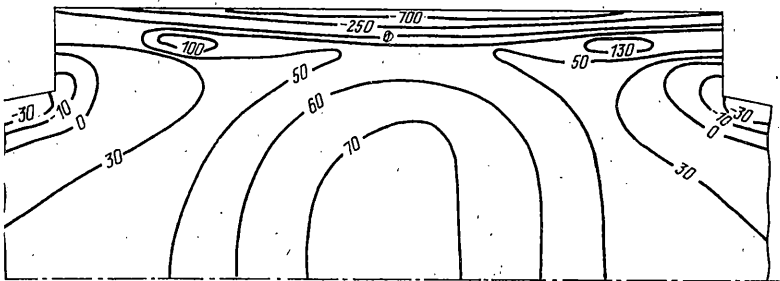
Фиг. 1



Фиг. 2



Фиг. 3



Фиг. 4

Экспериментальное определение остаточных напряжений в валках диаметром 220 мм после закалки ТПЧ [10] показывает, что порядок их величин сопоставим с расчетными значениями. Так осевые напряжения в срединном сечении валка изменяются от +300 МПа до -200 МПа. Данные по экспериментальному определению остаточных напряжений в крупногабаритных валках в литературе отсутствуют.

Для выяснения влияния учета ползучести на значения закалочных напряжений проводился тот же расчет, но в упругопластической постановке. На фиг. 4 приведены изолинии остаточных осевых напряжений для этого случая. Из сравнения фиг. 3, 4 видно, что качественный характер картин изолиний сохраняется. Однако количественно результаты значительно отличаются. Из упругопластического расчета следует, что зона сжимающих напряжений у рабочей поверхности валка более узкая. Максимальные сжимающие напряжения достигают 700 МПа. Растягивающие напряжения в осевой зоне не превосходят 70 МПа.

Таким образом, проведенный анализ указывает на целесообразность использования при расчете закалочных напряжений модели упруго-вязкопластической среды с нестабильным фазовым составом. Приближенный упругопластический расчет

приводит к завышенным (неопасным) сжимающим напряжениям и к заниженным (опасным с точки зрения хрупкой прочности) растягивающим напряжениям. То есть пренебрежение реономными свойствами стали не идет в запас прочности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Покровский А.М.* Расчет температурного поля в прокатном валке при индукционной закалке // Вестник МГТУ. Сер. Машиностроение. 1997. № 2. С. 34–41.
2. *Слухоцкий А.Е., Рыскин С.Е.* Индукторы для индукционного нагрева. Л.: Энергия, 1974. 284 с.
3. *Лешковцев В.Г., Покровский А.М., Тарасов И.А.* Влияние напряжений на структурные превращения в стали 75Х2ГНМФ // Металловедение и терм. обработка металлов. 1991. № 2. С. 19–21.
4. *Лешковцев В.Г., Покровский А.М., Бойков В.Н.* Математическое моделирование процессов превращения переохлажденного аустенита в эвтектоидных сталях // Металловедение и терм. обработка металлов. 1988. № 1. С. 17–19.
5. *Лешковцев В.Г., Покровский А.М., Тарасов И.А.* Расчет остаточных напряжений в термически обрабатываемых деталях // Расчеты на прочность. М.: Машиностроение, 1993. Вып. 33. С. 8–15.
6. *Лешковцев В.Г., Покровский А.М.* Ползучесть стали с нестабильным фазовым составом // Вестник МГТУ. Сер. Машиностроение. 1991. № 1. С. 42–46.
7. *Лешковцев В.Г., Покровский А.М.* Ползучесть сталей в процессе бейнитного превращения // Изв. вузов. Черная металлургия. 1992. № 7. С. 45–47.
8. *Лешковцев В.Г., Покровский А.М.* Расчет напряжений в бандаже опорного валка прокатного стана 5000 при ускоренной нормализации // Изв. вузов. Черная металлургия. 1988. № 9. С. 82–85.
9. *Адамова Н.А., Савельева Н.В., Грушко Ю.А.* Влияние прокаливаемости стали на остаточные напряжения при закалке бандажей составных опорных валков // Металловедение и терм. обработка металлов. 1991. № 1. С. 15–17.
10. Остаточные напряжения в заготовках и деталях крупных машин. Сб. статей / Под. Ред. О.Н. Михайлова. Свердловск: НИИТяжМаш Уралмашзавода, 1971. 191 с.

Москва

Поступила в редакцию
4.06.1997