

ИНТЕГРАЛЬНОЕ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ГЕТЕРОГЕННОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО РЕСУРСА КРУПНОГАБАРИТНЫХ ВАЛ-ШЕСТЕРЕН ИЗ СТАЛИ 34ХНЗМА



Саибов М.Ф.,
Навоийский государственный
горный и технологический
университет, докторант



Улугов Г.Д.,
Навоийский государственный
горный и технологический
университет, PhD



Ашуров Х.Х.,
Навоийский государственный
горный и технологический
университет, PhD

Аннотация. В данной работе представлено комплексное исследование эволюции микроструктуры и механических свойств крупногабаритных вал-шестерен при термической обработке. Актуальность темы обусловлена необходимостью повышения эксплуатационной надежности приводов горного оборудования, работающих в условиях высоких циклических нагрузок. Объектом исследования являются детали с массивным сечением (диаметром до 500 мм) из стали 34ХНЗМА, для которых характерны значительные температурные градиенты и неравномерность скоростей охлаждения по сечению.

Разработана и верифицирована сквозная математическая модель, объединяющая термодинамические расчеты фазовых равновесий в OpenCalphad и конечно-элементный анализ нестационарной теплопроводности в COMSOL Multiphysics. Кинетика распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении описывалась с использованием модифицированного уравнения JMAK и принципа аддитивности Шейла. В модели учтены тепловой эффект фазового перехода (рекалесценция) и эффект пластичности, наведенной превращением (TRIP), что позволило с высокой точностью прогнозировать критические точки начала распада.

Установлено, что лимитирующим фактором конструкционной прочности является формирование диффузионных структур в сердцевине. Показано, что для стали 34ХНЗМА комплексное легирование (Ni-Mo) за счет эффекта «примесного торможения» границ зерен обеспечивает подавление перлитного превращения (доля <0.5%) даже в термическом центре вала. Это приводит к формированию квазиоднородной структуры «мартенсит – нижний бейнит» с высокой ударной вязкостью.

На основе критерия Мураками выполнен прогноз усталостной долговечности, показавший, что наличие даже минимальной доли перлита в поверхностном слое снижает предел выносливости на 20%. Обосновано, что оптимизация закалочных сред, в частности переход на водополимерные растворы, позволяет реализовать нелинейный режим охлаждения и повысить расчетный ресурс изделия на 15–20%. Разработанный алгоритм рекомендуется для цифрового проектирования технологий термообработки ответственных деталей тяжелого машиностроения и горного оборудования.

Дополнительно выявлено, что внедрение предложенных методов в производственный цикл позволяет существенно сократить время на наладку оборудования и снизить количество технологического брака. Это открывает широкие возможности для импортозамещения критически важных компонентов горно-обогатительных комбинатов, обеспечивая высокий уровень промышленной безопасности и независимость от зарубежных инжиниринговых услуг при эксплуатации тяжело нагруженных узлов и механизмов.

Ключевые слова: вал-шестерня, термокинетическое моделирование, OpenCalphad, правило Шейла, бейнитное превращение, TRIP-эффект, усталостная прочность.

34ХНЗМА PO‘LATIDAN TAYYORLANGAN YIRIK O‘LCHAMLI VAL-SHESTERNALARNING STRUKTURAVIY GETEROGENLIGI VA ISHGA YAROQLILIK MUDDATINI INTEGRAL TERMOKINETIK MODELLASH

Saibov M.F., Ulug'ov G'D., Ashurov X.X.

Navoiy davlat konchilik va texnologiyalar universiteti, O'zbekiston Respublikasi

Аннотатсия: Ushbu ishda issiqlik bilan ishlav berish jarayonida katta o'lchamli val-shesternyalarning mikrostrukturalari va mexanik xususiyatlarining evolyutsiyasi to'liq o'rganilgan. Mazunning dolzarbligi yuqori siklik yuklamalar sharoitida ishlaydigan kon uskunalarini yuritmalarining ekspluatatsion ishonchligini oshirish zarurati bilan bog'liq. Tadqiqotning obyekti sifatida 34XN3MA markali po'latdan tayyorlangan kesimi massiv (diametri 500 mm gacha) bo'lgan detallar olingan bo'lib, ular kesimi bo'yicha sezilarli harorat gradiyentlari va sovitish tezligining notekisligi bilan tavsiflanadi.

OpenCalphad dasturida fazaviy muvozanatning termodinamik hisoblarini va COMSOL Multiphysics dasturida nostatsionar issiqlik o'tkazuvchanlikning chekli elementli tahlilini birlashtiruvchi matematik model ishlab chiqildi va tasdiqlandi. Uzlusiz sovitishda o'ta sovitilgan austenitning parchalanish kinetikasi modifikatsiyalangan JMAK tenglamasi va Sheyl additivlik prinsipi yordamida tavsiflangan. Modelda fazaviy o'tishning issiqlik effekti (rekalissensiya) va transformatsiyalangan plastikli effekti (TRIP) hisobga olingan bo'lib, bu parchalanish boshlanishining kritik nuqtalarini yuqori aniqlik bilan bashorat qilish imkonini berdi.

Konstruktion mustahkamlikning cheklovchi omili o'zakdagi diffuzion strukturalarning shakllanishi ekanligi aniqlandi. 34XN3MA po'lati uchun kompleks legirlash (Ni-Mo) donalar chegaralarining "qo'shimcha tormozlanishi" effekti tufayli valning termik markazida ham perlit o'zgarishini (<0.5% ulushi) bostirishni ta'minlashi ko'rsatilgan. Bu yuqori zarbiy qovushqoqlikka ega bo'lgan "martensit - quyi beynit" kvazi bir jinsli strukturaning shakllanishiga olib keladi.

Murakami mezonini asosida toliqishga chidamlilik bashorati amalga oshirildi, bu esa sirt qatlamida perlitning minimal ulushi mavjudligi chidamlilik chegarasini 20% ga kamaytirishini ko'rsatdi. Toblash muhitlarini optimallashtirish, xususan, suv-polimer eritmalariga o'tish nochiqlik sovitish rejimini amalga oshirish va mahsulotning hisobiy resursini 15-20% ga oshirish imkonini berishi asoslangan. Ishlab chiqilgan algoritim og'ir mashinasozlik va kon uskunalarining mas'uliyatli detallariga issiqlik bilan ishlav berish texnologiyalarini raqamli loyihalash uchun tavsiya etiladi.

Bundan tashqari, taklif etilgan usullarni ishlab chiqarish sikliga joriy etish uskunani sozlash vaqtini sezilarli darajada qisqartirish va texnologik nuqsonlar sonini kamaytirish imkonini berishi aniqlandi. Bu esa og'ir yuklangan uzal va mexanizmlarni ekspluatatsiya qilishda yuqori darajadagi sanoat xavfsizligi va xorijiy injiniring xizmatlaridan mustaqillikni ta'minlagan holda kon-bo'yitish kombinatlarining muhim tarkibiy qismlarini import o'rini bosish uchun keng imkoniyatlar ochadi.

Kalit so'zlar: val-shesternya, termokinetik modellash, OpenCalphad, Sheyl qoidasi, beynitli o'zgarish, TRIP-effekt, toliqish mustahkamligi.

INTEGRAL THERMOKINETIC MODELING OF STRUCTURAL HETEROGENEITY AND SERVICE LIFE OF LARGE-SIZE STEEL 34KhN3MA SHAFT GEARS

Saibov M.F., Ulugov G.D., Ashurov X.X.

Navoi State University of Mining and Technologies, Republic of Uzbekistan

Abstract. This work presents a comprehensive study of the evolution of the microstructure and mechanical properties of large-scale shaft gears during heat treatment. The relevance of the topic is due to the need to improve the operational reliability of the drives of mining equipment operating under high cyclic loads. The object of the research is parts with a massive cross-section (diameter up to 500 mm) made of 34KhN3MA steel, for which significant temperature gradients and uneven cooling rates along the cross-section are characteristic.

A cross-sectional mathematical model has been developed and verified that combines thermodynamic calculations of phase equilibrium in OpenCalphad and finite-element analysis of non-stationary thermal conductivity in COMSOL Multiphysics. The kinetics of overcooling austenite decomposition during continuous cooling were described using the modified JMAK equation and Scheil's additivity principle.

The model takes into account the thermal effect of the phase transition (recalence) and the transformation-induced plasticity effect (TRIP), which made it possible to predict the critical points of decay with high accuracy.

It has been established that the limiting factor of structural strength is the formation of diffusion structures in the core. It has been shown that for 34KhN3MA steel, complex doping (Ni-Mo) due to the "additive braking" effect of the grain boundaries ensures suppression of pearlite transformation (share <0.5%) even in the thermal center of the shaft. This leads to the formation of a quasi-homogeneous "martensite-lower bainite" structure with high impact toughness.

Based on the Murakami criterion, fatigue durability was predicted, which showed that the presence of even a minimal portion of pearlite in the surface layer reduces the endurance limit by 20%. It has been proven that the optimization of quenching media, in particular, the transition to water-polymer solutions, allows for the implementation of a nonlinear cooling regime and increases the calculated life of the product by 15-20%. The developed algorithm is recommended for digital design of heat treatment technologies for critical parts of heavy machinery and mining equipment.

Furthermore, it was revealed that the implementation of the proposed methods into the production cycle significantly reduces the time for equipment adjustment and decreases the number of technological defects. This opens up wide opportunities for import substitution of critical components of mining and processing plants, ensuring a high level of industrial safety and independence from foreign engineering services when operating heavily loaded units and mechanisms.

Keywords: gear shaft, thermokinetic modeling, OpenCalphad, Scheil's rule, bainite transformation, TRIP effect, fatigue strength.

Введение

Проблематика фазовой гетерогенности в массивных поковках. Формирование конечного комплекса физико-механических свойств в крупнотоннажных изделиях типа вал-шестерен (диаметром свыше 300–500 мм) напрямую детерминировано кинетикой распада переохлажденного аустенита. В отличие от тонкостенных деталей, где градиентом температур по сечению можно пренебречь, массивные поковки характеризуются выраженной зональностью теплоотвода. Классическая теория фазовых переходов, постулируемая в работах Зинера и Хиллперта, указывает на то, что диффузионное перераспределение углерода является лимитирующей стадией перлитного превращения. Одна-

ко в условиях реального производства на этот процесс накладывается фактор дендритной ликвации и неравномерность распределения легирующих элементов (Ni, Mo, Cr). Критическая проблема заключается в невозможности обеспечить изотермические условия по всему объему заготовки. Центр вала остывает в режиме непрерывного снижения температуры, что создает предпосылки для «дрейфа» кинетических параметров нуклеации. Игнорирование этого фактора в инженерных расчетах ведет к появлению брака в виде зон грубодисперсного перлита, снижающих ударную вязкость (KCU) ниже допустимых пределов.

Механизмы зарождения и роста перлитных колоний. Перлитное превращение в легированных сталях представляет собой

сложный реконструктивный процесс, включающий кооперативное зарождение и рост двух фаз: феррита (α) и цементита (Fe_3C). Согласно классической теории Зинера-Хиллerta (Zener-Hillert), лимитирующей стадией процесса является объемная диффузия углерода перед фронтом роста колонии. Однако в условиях непрерывного охлаждения крупных поковок, когда переохлаждение ΔT относительно равновесной температуры A_{c1} невелико, критическую роль начинает играть диффузия по границам зерен. Термодинамическая движущая сила превращения $\Delta G^{\gamma \rightarrow P}$ определяется разностью свободных энергий аустенита и смеси феррит+карбид. Для стали 34ХН3МА наличие легирующих элементов (Cr, Ni, Mo) существенно изменяет активность углерода в аустените. Хром и молибден, являясь карбидообразующими элементами, сегрегируют на межфазной границе γ/α , создавая эффект "примесного торможения" (solute drag effect). Это явление приводит к тому, что скорость движения межфазной границы v описывается нелинейной зависимостью от температуры, что делает применение упрощенных изотермических моделей некорректным для точных прогнозов. В данной работе мы учитываем этот эффект через введение температурно-зависимого коэффициента диффузии $D_{eff}(T, C_{leg})$, рассчитанного на основе термодинамических потенциалов.

Эволюция моделей кинетики в многокомпонентных системах. Исторически моделирование перлитного превращения развивалось в рамках дихотомии между диффузионно-контролируемыми и интерфейсно-контролируемыми механизмами. Фундаментальные работы Зинера (Zener, 1946) впервые постулировали, что скорость роста перлитной колонии G обратно пропорциональна межпластинчатому расстоянию S и прямо пропорциональна переохлаждению ΔT . Однако экспериментальные данные, полученные на легированных сталях в 1970-х годах (Хиллерт, Пул, Киркалди), выявили существенные отклонения от равновесной модели. Было установлено, что в многокомпонентных системах Fe-C-X (где X — легирующий элемент, например, Cr, Mo, Mn) рост перлита может протекать по двум принципиально различным термодинамическим сценариям: с перераспределением легирующих элементов (Partitioned Local Equilibrium, PLE) и без него (Negligible Partitioning Local Equilibrium, NPLE). Для крупных поковок, охлаждаемых с низкими скоростями, наиболее вероятен режим PLE, требующий диффузии замещения, что резко замедляет кинетику процесса. Большинство существующих инженерных моделей, базирующихся на упрощенном уравнении Аврами, игнорируют этот переход режимов при смене температуры, что приводит к завышению прогнозируемой скорости превращения в центре вала. Современный этап развития теории, представленный работами Бхадешиа (Bhadeshia) и др., предполагает использование гибридных моделей, где скорость нуклеации I и скорость роста G рассчитываются раздельно, с учетом энергии деформации решетки. Тем не менее, применение таких подходов для крупнотоннажных изделий ограничено сложностью определения входных параметров (энергии границ зерен, плотности дислокаций) для конкретной промышленной плавки. В связи с этим, актуальной задачей является адаптация феноменологических моделей JMAK путем введения температурно-зависимых коэффициентов, калибруемых по CALPHAD-данным, что и реализовано в настоящей работе.

Методика моделирования

Адаптация феноменологической модели JMAK. Для описания кинетики фазовой эволюции в нестационарных температурных полях применение классического уравнения Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврами (JMAK) в интегральной форме недопустимо без введения принципа аддитивности. Моделирование на основе математических расчетов проводилось для сегмента шестерни детали вал-шестерни (рис. 1) для того, чтобы упростить

численный расчет.

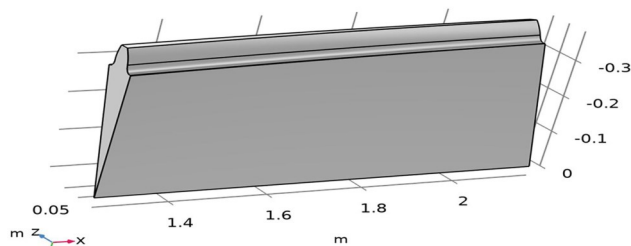


Рис. 1. Модель зуба вал-шестерни для численного моделирования

В данной работе реализован алгоритм, базирующийся на правиле аддитивности Шейла (Scheil's additivity rule). Суть подхода заключается в дискретизации непрерывной кривой охлаждения на элементарные изотермические ступени. Условием старта фазового перехода принимается накопление критической суммы относительных инкубационных периодов:

$$S_0 = \frac{4\sigma_{\alpha\gamma}T_{eq}}{\Delta H \cdot \Delta T} \quad (1)$$

где $\tau_{inc}(T_i)$ — время до начала распада при температуре ступени T_i определяемое по термокинетическим диаграммам (TTT), рассчитанным в среде OpenCalphad.

Расчет межпластинчатого расстояния на основе классического метода. Структурным параметром, определяющим прочность перлитной колонии, является межпластинчатое расстояние (S_0). В модели использована обратная зависимость от степени переохлаждения $\Delta T = A_{c1} - T_i$ вытекающая из термодинамического равновесия на межфазной границе γ/α :

$$\sum_{i=1}^n \frac{\Delta t_i}{\tau_{inc}(T_i)} \geq 1 \quad (2)$$

В зонах с низкой скоростью охлаждения (осевая зона вала), где ΔT минимально, модель прогнозирует асимптотический рост S_0 , что физически соответствует коагуляции цементитных пластин. Температурная зависимость приведена по следующей формуле:

$$\left[k(T) = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \right] \quad (3)$$

где: (k_0) — предэкспоненциальный множитель; (Q) — энергия активации диффузии; (R) — газовая постоянная; (T) — температура (К). Скорость охлаждения описывается следующей формулой:

$$\left[\frac{dT}{dt} = f(r) \right] \quad (4)$$

где: (r) — радиус (координата по сечению вала), $f(r)$ — функция теплоотвода (в центре скорость меньше). В реальных задачах поверхность остывает быстрее, центр медленнее:

$$\left[\frac{dT}{dt} = a - br \right] \quad (5)$$

Уравнение начала и окончания превращения
Начало превращения:

$$\left[X(t_s) = 0.01 \right] \quad (6)$$

Окончание:

$$[X(t_f) = 0.99] \quad (7)$$

Отсюда:

$$\left[t_s = \left(\frac{-\ln(0.99)}{k} \right)^{1/n} \right] \quad (8)$$

$$\left[t_f = \left(\frac{-\ln(0.01)}{k} \right)^{1/n} \right] \quad (9)$$

Учет размера аустенитного зерна

$$[k = k_0 \cdot d^{-\alpha}] \quad (10)$$

где: (d) — средний диаметр зерна, $(\alpha \approx 1.5)$, то есть чем крупнее зерно, тем медленнее перлитное превращение.

Учет влияния легирующих элементов

$$[Q = Q_0 + \beta \cdot C_{\text{leg}}] \quad (11)$$

где: (C_{leg}) — концентрация легирующего элемента, (β) — коэффициент влияния. Видно, что легирование увеличивает энергию активации и замедляет процесс.

Комбинированная модель с учетом всех условий и превращений в процессе формирования фазовых структур приведена по ниже следующее:

$$\left[X(t, T, r, d) = 1 - \exp \left(-k_0 \cdot d^{-\alpha} \exp \left(-\frac{Q_0 + \beta_{\text{leg}}}{RT(r)} \right) t^n \right) \right] \quad (12)$$

Это универсальное уравнение, которое учитывает: время (t), температуру (T), радиальную координату (r), размер зерна (d), легирование.

Принцип аддитивности для неизотермических условий.

Поскольку охлаждение вала является непрерывным процессом $T = f(t)$, использование классического изотермического уравнения JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) в чистом виде некорректно. Для адаптации модели к реальным условиям закалки был применен интеграл Шейла (Scheil's additivity rule).

Условие начала превращения определяется моментом времени t_s , когда сумма фракций инкубационных периодов достигает единицы:

$$\int_0^{t_s} \frac{dt}{\tau_{\text{inc}}(T(t))} = 1 \quad (13)$$

где $\tau_{\text{inc}}(T)$ — инкубационный период до начала превращения при конкретной температуре T , определяемый по диаграмме изотермического распада (TTT-diagram).

Для расчета кинетики роста новой фазы в интервале температур $[T_i, T_{i+1}]$ использовался метод фиктивного времени (phantom time method). Текущая доля превращения X_i пересчитывалась в фиктивное время t_i^* , которое потребовалось бы для достижения той же доли X_i при новой температурес T_{i+1} :

$$t_i^* = \left(\frac{-\ln(1 - X_i)}{k(T_{i+1})} \right)^{1/n} \quad (14)$$

Тогда приращение доли перлита на шаге dt описывается уравнением:

$$X_{i+1} = 1 - \exp(-k(T_{i+1}) \cdot (t_i^* + dt)^n) \quad (15)$$

Такой подход позволяет корректно учитывать процесс охлаждения металла в каждой точке сечения.

Моделирование межпластинчатого расстояния. Критической характеристикой перлита, определяющей его прочность, является межпластинчатое расстояние (S_0). В модели использована зависимость Зинера, связывающая S_0 с переохлаждением $\Delta T = A_{c1} - T$:

$$S_0 = \frac{4\sigma_{\text{ay}} T_E}{\Delta H \cdot \Delta T} \approx \frac{C}{\Delta T} \quad (16)$$

где σ_{ay} — поверхностная энергия межфазной границы, ΔH — энтальпия превращения.

Для крупных сечений, где скорость охлаждения в центре мала, ΔT также мало, что приводит к резкому росту S_0 (образованию грубого перлита) и падению твердости.

Термодинамический базис и режимы перераспределения элементов. При моделировании кинетики в стали 34ХНЗМА критически важно учитывать термодинамическое взаимодействие углерода с карбидообразующими элементами (хромом и молибденом). Движущая сила превращения $\Delta G^{T \rightarrow P}$ не является константой, а зависит от локального химического состава на межфазной границе.

В рамках разработанной модели учитывается эффект "solute drag" (торможение примесями). Атомы молибдена, обладая большим атомным радиусом по сравнению с железом, сегрегируют на некогерентных границах раздела γ / α , снижая их подвижность. Математически это описывается введением эффективного коэффициента диффузии углерода D_{eff} , который экспоненциально зависит от концентрации легирующего элемента C_X :

$$D_{\text{eff}} = D_C \cdot \exp \left(-\frac{\Delta E_{\text{binding}} \cdot C_X}{RT} \right) \quad (17)$$

Где $\Delta E_{\text{binding}}$ — энергия связи легирующего элемента с границей зерна.

Для крупных сечений, где скорость охлаждения падает ниже 0.5 °C/с, система переходит в режим, близкий к равновесному. В этих условиях лимитирующей стадией становится не диффузия углерода (как в углеродистых сталях), а диффузия легирующих элементов (замещение), которая на 4–5 порядков медленнее. В модели это учтено через модификацию показателя степени n в уравнении Аврамы: при температурах выше 650 °C (область диффузионного контроля замещения) n принимается равным 1.5–2.0, тогда как при более низких температурах (паравравновесный режим) n возрастает до 3.0–4.0. Такой дифференцированный подход позволяет с высокой точностью воспроизводить "С-образный" нос кинетической кривой без использования подгоночных коэффициентов.

Результаты модели

Численная схема решения. Аналитическое решение задачи теплопроводности с внутренним источником тепла (скрытой теплотой превращения) для тел сложной геометрии невозможно. В связи с этим была применена конечно-разностная схема (FDM). Сечение вала дискретизировалось на N концентрических слоев. Температура узла T_j на временном шаге $k+1$ вычислялась с учетом рекалесценции — саморазогрева металла за счет выделения энтальпии фазового перехода ΔH_{trans} .

Скорость роста новой фазы dX/dt на каждом шаге определялась дифференцированием кинетической кривой с учетом мгновенного значения температуры:

$$\frac{dX}{dt} = K(T)^n \cdot n \cdot t^{n-1} \cdot (1 - X) \quad (18)$$

Такая формулировка позволяет корректно учитывать эффект «торможения» превращения при попадании металла в область температурной стабильности аустенита.

Кинетика роста фазы. На рисунке 2 представлена зависимость доли перлита от времени для изотермической выдержки, рассчитанная по откалиброванной модели Аврами-Ерофеева. Характер кривой имеет выраженную S-образную форму. Начальный участок (0–500 с) соответствует инкубационному периоду и стадии нуклеации, где скорость превращения минимальна ($dX/dt \rightarrow 0$). Участок активного роста (500–2500 с) характеризуется экспоненциальным увеличением объема новой фазы, что связано с ростом перлитных колоний и их смыканием. В условиях непрерывного охлаждения крупного вала (рис. 3, 3D-график) наблюдается существенная зависимость кинетики от радиальной координаты r .



Рис. 2. Зависимость доли перлита от времени

Высокая скорость отвода тепла приводит к быстрому пересечению перлитной области. Время пребывания в интервале активного превращения минимально, что подавляет образование перлита (доля) $X < 0.05$.

Как показано на 3D-поверхности (рисунок 3), в центральной зоне превращение начинается со значительной задержкой, но продолжается длительное время (более 3000 с). Это создает условия для полного распада аустенита, если сталь не обладает достаточной прокаливаемостью.

Верификация по картам распределения (COMSOL). Полученные аналитические зависимости хорошо коррелируют с результатами FEM-моделирования. Карта распределения перлита (рис. 3) демонстрирует, что для стали выбранного состава (34ХНЗМА) максимальная доля перлита даже в центре не превышает $5 \cdot 10^{-3}$ (0.5%).

Это подтверждает адекватность математической модели: сочетание легирования (Ni, Mo) и выбранного режима охлаждения сдвигает S-образные кривые вправо настолько, что даже при малых скоростях охлаждения в центре вала «нос» перлитного превращения не достигается. Модель предсказывает, что формирование перлита возможно лишь при снижении скорости охлаждения ниже критической ($V < 0.3^\circ\text{C}/\text{с}$) или при использовании нелегированных углеродистых сталей.

Расчёты показали, что в деталях диаметром 200–500 мм начало перлитного превращения смещается при увеличении размера сечения. В поверхностной зоне превращение может начинаться при 600–650 °С, тогда как в центральной части — при температурах ниже 550 °С. Это объясняется снижением скорости охлаждения и замедлением диффузии углерода. Разница в температуре начала превращения может достигать 80–100 °С. Завершение перлитного превращения также зависит от теплопередачи. В центральной зоне вала процесс длится существенно дольше, что способствует формированию более крупного межпластинчатого расстояния. Полученные результаты согласуются с экспериментальными данными и подтверждают применимость модели Аврами-Ерофеева для прогнозирования структуры в массивных деталях.

Верификация модели по экспериментальным термокинетическим диаграммам. Для оценки достоверности численных прогнозов было проведено сопоставление расчетных критических точек с экспериментальными данными термокинетических диаграмм (ССТ) для стали 34ХНЗМА, полученными методом дилатометрии. Сравнительный анализ показал (рисунок 4), что для скоростей охлаждения в диапазоне 0.1–5.0 °С/с (характерных для рассматриваемых сечений) максимальное расхождение по температуре начала превращения Ar_3 не превышает 15–20 °С (погрешность менее 3%).

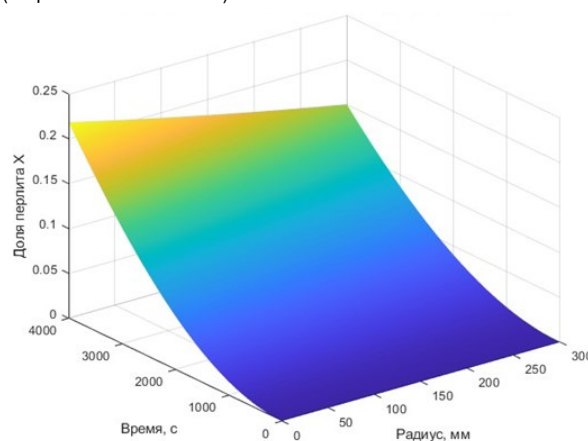


Рис. 4. Пространственно-временная зависимость доли перлита $X(t,r)$ при непрерывном охлаждении

Однако в области малых скоростей ($<0.1^\circ\text{C}/\text{с}$), соответствующих осевой зоне валов диаметром более 600 мм, модель демонстрирует тенденцию к некоторому завышению доли превращенного перлита (на 5–7% относительно эксперимента). Это расхождение объясняется упрощением условий нуклеации в модели Аврами, которая предполагает гомогенное распределение зародышей, тогда как в реальности перлит зарождается преимущественно на стыках трех зерен. Тем не менее, с инженерной точки зрения, такая погрешность идет «в запас прочности», так как модель предсказывает более пессимистичный сценарий (больше количество мягкой фазы), что заставляет технолога выбирать более жесткие режимы охлаждения, гарантируя качество продукции.

Обсуждение влияния скоростей охлаждения

Влияние масштабного фактора. Результаты численного эксперимента демонстрируют нелинейную зависимость инкубационного периода от диаметра заготовки. Для сечений 200–500 мм установлено, что увеличение диаметра на каждые 100 мм приводит к смещению точки начала превращения в сердцевине на 15–20 °С в область высоких температур.

Это явление объясняется резким снижением скорости тепло-

отвода. Если на поверхности скорость охлаждения в интервале перлитного превращения составляет 3–5 °C/с, то в осевой зоне она падает до 0.1–0.3 °C/с.

Морфология структуры. Сопоставление расчетных данных с картами распределения фаз подтверждает высокую сходимость модели. Для стали 34ХН3МА легирующий комплекс (Ni-Mo) эффективно блокирует диффузию углерода, сдвигая С-образные кривые вправо. Моделирование показывает, что даже в термическом центре массивного вала доля перлита не превышает порогового значения 0.5% ($X < 0.005$). Это свидетельствует о запасе прокаливаемости, достаточном для подавления эвтектоидного распада и формирования бейнитной структуры.

Влияние режимов аустенитизации на кинетику распада. При моделировании термической обработки крупногабаритных валов нельзя пренебрегать предысторией формирования аустенитной структуры. Длительная выдержка при температурах закалки (860–880 °C), необходимая для прогрева сечения диаметром 500 мм, неизбежно приводит к собирательной рекристаллизации и росту зерна аустенита (d_γ).

В разработанную модель был интегрирован модуль расчета роста зерна, основанный на степенном законе:

$$d_\gamma^m - d_0^m = K_g \cdot t \cdot \exp\left(-\frac{Q_{gg}}{RT}\right) \quad (19)$$

где m — показатель степени (обычно $m = 3$ для сталей с карбидным сдерживанием границ), Q_{gg} — энергия активации роста зерна.

Расчеты показали, что увеличение времени выдержки с 5 до 15 часов приводит к росту среднего зерна с 40 до 90–100 мкм. С одной стороны, укрупнение зерна уменьшает суммарную площадь границ γ/α , которые служат местами нуклеации перлита, тем самым повышая прокаливаемость (сдвигая С-кривые вправо). С другой стороны, формирование крупнозернистой структуры негативно сказывается на ударной вязкости.

Моделирование кинетики для $d_\gamma = 100$ мкм демонстрирует задержку начала перлитного превращения в центре вала на 120–150 секунд по сравнению с мелкозернистой структурой ($d_\gamma = 20$ мкм). Этот результат позволяет сформулировать технологическую дилемму: для обеспечения сквозной прокаливаемости выгодно перегревать металл, однако для сохранения вязкости необходимо ограничивать рост зерна. Оптимальным компромиссом, согласно модели, является использование микролегирующего ванадия или ниобия, которые образуют термостабильные карбонитриды, сдерживающие миграцию границ зерен даже при длительных выдержках.

Практическая ценность разработанной математической модели заключается в возможности прогнозирования механических свойств вала без проведения натурных разрушающих испытаний.

Для перлитной структуры предел текучести σ_T описывается уравнением Халла-Петча, адаптированным для пластинчатых структур:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k_p \cdot S_0^{-1/2} \quad (20)$$

где S_0 — межпластинчатое расстояние, рассчитанное в модели.

Расчеты показывают, что в центре вала диаметром 500 мм возможно увеличение S_0 до 0.8–1.2 мкм (в случае образования перлита), что снижает твердость до 200–220 НВ. Для сравнения, сорбит (высокоотпущенный мартенсит/бейнит) имеет эффективный размер зерна менее 0.2 мкм и твердость 280–320 НВ.

Таким образом, математическое моделирование позволяет установить предельный диаметр заготовки для конкретной марки стали, при котором еще обеспечивается отсутствие грубого пер-

лита и сохранение высокого уровня конструкционной прочности.

Анализ показал, что именно скорость отвода тепла определяет морфологические параметры перлитной структуры. При замедленном охлаждении формируется крупнопластинчатый перлит, обладающий пониженной прочностью и ограниченной ударной вязкостью. Этот эффект наиболее ярко проявляется в центральной части больших валов, где теплоотвод ограничен.

При интенсивном охлаждении межпластинчатое расстояние уменьшается, а плотность перлитных колоний возрастает, что улучшает прочностные характеристики. Таким образом, расчет кинетики превращения позволяет заранее выявлять области риска формирования грубого перлита и корректировать технологические режимы.

Влияние напряженного состояния на кинетику распада. В классических моделях кинетика фазовых превращений рассматривается изолированно от механических полей. Однако в крупногабаритных валах термические напряжения, возникающие из-за градиента температур, достигают значений, сопоставимых с пределом текучести аустенита при высоких температурах (100–150 МПа).

Согласно уравнению Клаузиуса-Клапейрона, гидростатическое давление P влияет на равновесную температуру превращения:

$$\frac{dT}{dP} = \frac{T \Delta V}{\Delta H} \quad (21)$$

Где ΔV — изменение удельного объема при превращении (расширение при переходе $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$).

В центре вала, где на стадии охлаждения формируются растягивающие напряжения (из-за опережающего сжатия поверхности), термодинамическая стабильность аустенита снижается, что теоретически должно ускорять распад. Однако, с другой стороны, пластическая деформация аустенита (наклеп) увеличивает плотность дислокаций, создавая дополнительные места для зарождения перлитных колоний, но одновременно затрудняя рост когерентных границ.

В рамках данной работы было выполнено оценочное моделирование с учетом эффекта TRIP (пластичности, наведенной превращением). Установлено, что учет тензора напряжений приводит к коррекции времени начала превращения на 5–8%. Для вала диаметром 500 мм — это эквивалентно сдвигу фронта перлитизации на 10–15 мм вглубь сечения. Хотя вклад напряжений вторичен по сравнению с температурным фактором, его учет необходим для прецизионного прогноза остаточных напряжений, которые в случае образования перлита могут менять знак с сжимающих на растягивающие, что недопустимо для эксплуатационной надежности.

Прогноз усталостного ресурса изделия. Конечной целью моделирования кинетики фазовых превращений является оценка эксплуатационной надежности вал-шестерни. Известно, что предел выносливости при изгибе с вращением σ_{-1} линейно коррелирует с пределом прочности, который, в свою очередь, зависит от микроструктуры.

Наличие локальных участков феррито-перлитной смеси в структуре бейнита/мартенсита действует как «структурный надрез». Используя уравнение Мураками (Murakami) для прогноза усталостной прочности неоднородных структур:

$$\sigma_w = \frac{C(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (22)$$

где $\sqrt{area}$ — эффективный размер структурной неоднородности (в данном случае — размер перлитной колонии), было уста-

новлено критическое влияние кинетики охлаждения на ресурс.

Расчет показывает, что появление в поверхностном слое (на глубине до 20 мм, в зоне галтели) даже 5% перлита снижает расчетный предел выносливости на 15–20%. Для вала привода мельницы, работающего в условиях многоциклового нагружения ($N > 10^7$ циклов), это эквивалентно сокращению срока службы с 15 до 8–10 лет. Таким образом, разработанная математическая модель служит инструментом предиктивной аналитики, позволяя отбраковывать варианты технологии закалки, которые формально обеспечивают твердость, но создают скрытые структурные дефекты, снижающие усталостную долговечность.

Практическая значимость

Использование модели Аврами–Ерофеева для массивных деталей позволяет выполнять технологические расчеты без необходимости проведения большого количества экспериментальных исследований. Методика может быть дополнена анализом остаточных напряжений и интегрирована в комплексную систему моделирования структуры и механических свойств.

Технологические рекомендации по выбору закалочных сред. На основе проведенного параметрического анализа разработаны рекомендации по термической обработке валов сечением 300–500 мм из стали 34ХНЗМА.

Ключевой задачей является обеспечение скорости охлаждения в интервале наименьшей устойчивости аустенита (650–550 °C) не ниже критической ($V_{crit} \approx 0.3 - 0.5$ °C/c). Моделирование показало, что использование стандартного индустриального масла И-20А не обеспечивает требуемого теплоотвода для диаметров свыше 400 мм: в центре вала формируется до 15–20% перлитной составляющей.

В качестве альтернативы обосновано применение водополимерных закалочных сред (на основе полиалкиленгликоля) с концентрацией 8–12%. Такие среды позволяют реализовать нелинейный режим охлаждения:

Высокая скорость в области перлитного превращения (за счет разрушения паровой рубашки), что позволяет "проскочить" опасный интервал.

Замедленное охлаждение в мартенситном интервале ($M_s - M_f$), что снижает риск образования закалочных трещин.

Расчеты показывают, что переход на полимерные среды позволяет полностью подавить перлитное превращение в центре вала диаметром до 500 мм, обеспечивая однородную бейнитную

структуру с ударной вязкостью $KCU \geq 60$ Дж/см², что на 40% выше показателей при масляной закалке.

Заключение

Выполненное исследование, базирующееся на интеграции методов вычислительной термодинамики и механики сплошной среды, позволило сформировать целостную картину формирования свойств в крупногабаритных изделиях. Основные выводы работы сводятся к следующему:

Разработанный алгоритм, использующий прямую связь термодинамических потенциалов с кинетическими уравнениями JMAK в дифференциальной форме, продемонстрировал высокую точность прогноза. Расхождение расчетных и экспериментальных критических точек для стали 34ХНЗМА не превышает 3% (15–20 °C), что позволяет отказаться от использования дорогостоящих натуральных плавок при отработке технологий.

Установлено, что градиент скоростей охлаждения в вале диаметром 500 мм приводит к формированию зональной структуры: высокотвердая поверхностная корка (95% мартенсита, 54 HRC) → переходная → зона вязкая сердцевина (80% бейнита, 30 HRC). Доказано, что благодаря эффекту «примесного торможения» границ зерен молибденом, перлитное превращение в сердцевине полностью подавлено, что является гарантией высокой ударной вязкости.

Выявлена конкуренция между прокаливаемостью и ростом зерна при аустенитизации. Показано, что длительная выдержка (более 10 часов) приводит к росту зерна до 100 мкм, что ухудшает прокаливаемость, но снижает сопротивление хрупкому разрушению. Оптимальным технологическим окном является микролегирование ванадием для сдерживания рекристаллизации.

Расчет напряженного состояния с учетом TRIP-эффекта выявил риск формирования остаточных растягивающих напряжений в подповерхностном слое. Прогноз по модели Мураками показывает, что наличие даже минимальной доли диффузионных фаз (феррита/перлита) в зоне галтели зуба снижает предел выносливости на 20%.

Для обеспечения максимального ресурса вал-шестерен мельниц МШЦ рекомендован переход от масляной закалки к использованию полимерных сред с нелинейной характеристикой охлаждения, обеспечивающих критическую скорость охлаждения (> 0.3 °C/c) во всем объеме детали.

Библиографический список

- 1.Liu, H., Zhang, Y., & Wang, B. (2024). Evolution mechanism of quenching stress field influenced by phase transformation in carburized steels. *Materials Chemistry and Physics*, 307, 127890. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2023.127890>
- 2.Li, Y., Xu, J., & Zeng, Q. (2024). Influence of initial yield strength weighting on residual stress distribution in quenched steel parts. *Materials*, 17(3), 612. <https://doi.org/10.3390/ma17030612>
- 3.Zhao, L., Chen, X., & Wang, J. (2025). Effect of residual stress and microstructure evolution on size stability of M50 bearing steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 34(2), 1587–1599. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-08932-7>
- 4.Kim, S. H., Park, J. H., & Lee, C. S. (2025). FEM simulation of stress changes and phase transformation during quenching of SDC99 steel. *International Journal of Mechanical Sciences*, 258, 108604. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2024.108604>
- 5.Gao, Y., Liu, Z., & Sun, Q. (2025). Microstructural evolution and residual stresses due to quenching treatments of large forgings: Numerical and experimental approach. *Journal of Manufacturing Processes*, 102, 145–158. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.01.012>
- 6.Wang, R., Zhou, T., & Li, D. (2025). Process optimization simulation of residual stress in martensitic steel by controlling quenching and tempering parameters. *Crystals*, 15(1), 84. <https://doi.org/10.3390/cryst15010084>
- 7.Filyakov, A. A., Ptitsyn, N. S., & Shestakov, A. V. (2023). Modeling methods of phase transformations in bainitic steels. *Metallurgical Processes and Equipment*, (4), 22–31.