

# Моделирование режима охлаждения при закалке крупногабаритной заготовки ротора из Cr – Ni – Mo – V-стали



**Д. В. Цуканов,**  
инженер I-й категории<sup>1</sup>,  
эл. почта: tsumami@mail.ru



**Д. Л. Смирнова,**  
ведущий инженер<sup>1</sup>,  
эл. почта: tsumami@mail.ru



**А. П. Петкова,**  
профессор кафедры  
материаловедения  
и технологии  
художественных  
изделий<sup>2</sup>,  
докт. техн. наук,  
эл. почта: apetkova@inbox.ru



**В. В. Штерцер,**  
аспирант кафедры  
материаловедения  
и технологии  
художественных  
изделий<sup>2</sup>, эл. почта:  
st.valeriaa@yandex.ru

Рассмотрены процессы, связанные с фазовыми превращениями при закалке крупногабаритных поковок из легированных сталей. Проанализированы базовые процессы превращений, их возможное влияние совместно с режимами охлаждения на характеристики свойств.

В первой части статьи изучены вопросы фазовых превращений в области перлитного и бейнитного превращений, определенных по стандартным термодинамическим диаграммам и смоделированным режимам. Приведены расчетные значения скоростей охлаждения поковки максимального сечения 1000 мм в трех зонах (поверхности, центре и 1/2 радиуса заготовки) при закалке в масле, определены микроструктура и кинетика перлитного и бейнитного превращения. Приведены результаты дилатометрических исследований в трех различных температурных зонах по сечению термообрабатываемой заготовки при охлаждении с соответствующими расчетными скоростями.

Во второй части статьи выполнен анализ кривых охлаждения, микроструктуры и твердости образцов после закалки в масле, а также температуры начала и окончания превращения аустенита в трех зонах заготовки. Сделаны выводы о важности учета ширины диапазона критических точек для оценки характера превращения аустенита в области перлитного превращения. Показано, что скорости охлаждения при закалке не постоянны во всем диапазоне температур, что необходимо учитывать при построении термодинамических диаграмм превращения аустенита при непрерывном охлаждении. Характер превращения аустенита при моделировании режима охлаждения наиболее показателен и соответствует реальным режимам охлаждения при закалке.

**Ключевые слова:** фазовое превращение, дилатометрическая кривая, закалка, отпуск, аустенит, мартенсит, бейнит, перлит, феррит, прокаливаемость.

**DOI:** 10.17580/chm.2024.09.05

<sup>1</sup>НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия.

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский горный университет императрицы Екатерины II, Санкт-Петербург, Россия.

## Введение

Традиционно Cr – Ni – Mo – V-стали применяют для обеспечения необходимого уровня прочности деталей турбин мощных установок при удовлетворительном уровне пластичности и вязкости в больших сечениях [1–3].

Увеличение эксплуатационных нагрузок роторов требует повышения уровня прочности применяемых сталей в области умеренных температур [4]. Развитие повреждений роторов в процессе эксплуатации в основном связано с усталостными повреждениями и условиями хрупкого неустойчивого развития трещин из зародившихся усталостных (эксплуатационных)

и технологических дефектов. Таким образом, с одной стороны, необходимо увеличивать прочность металла поверхностных слоев роторов с целью повышения усталостной прочности, с другой — зародившиеся усталостные трещины не должны приводить к хрупкому разрушению.

В настоящее время в мире уделяют большое внимание совершенствованию материалов и технологий их производства. В склонных к структурной наследственности Cr – Ni – Mo – V-сталях измельчение зерна является сложной задачей и возможно лишь при проведении отжига в диапазоне температур рекристаллизации или при прохождении диффузионного ферритно-перлитного превращения [4, 5].

Знание положения критических точек  $Ar_3$  и  $Ar_1$  и кинетики превращений необходимо для установления диапазона температур минимальной устойчивости аустенита и выбора режимов изотермических выдержек в процессе проведения предварительной термической обработки (ТО) в зоне подкритических температур. Корректировка режимов предварительной ТО позволит предотвратить проявление структурной наследственности в крупногабаритных поковках роторов из Cr – Ni – Mo – V-сталей и снизит вероятность их хрупкого разрушения [4–6].

При окончательной ТО крупных поволоков роторов из среднелегированных сталей, состоящей обычно из закалки и последующего высокого отпуска, происходят многочисленные процессы, связанные с фазовыми превращениями при различных температурах, изменение полей текущих и остаточных напряжений и происходящие на заключительной фазе закалки процессы самоотпуска и частичной релаксации напряжений. Все эти процессы взаимосвязаны с различными факторами, характеризующими процесс закалки [1–3], основными из которых являются следующие:

- наличие или отсутствие процессов диффузионного превращения аустенита, зависящее от химического состава применяемой стали, сечения заготовки, скорости охлаждения при закалке [1, 4, 6];

- вид закалки — в одном охладителе (вода или масло) или прерывистое охлаждение с переводом из одного закалочного бака в другой (с другой охлаждающей жидкостью) — обычно делают по схеме «через воду в масло»;

- длительность выдержки в охладителях (в каждом, при варианте охлаждения в двух средах) [1, 5, 7];

- знание температуры окончания фазовых превращений в заготовках различных сечений и, соответственно, времени наступления и завершения этих фазовых превращений по сечению в различных зонах с оценкой полноты их превращения [8–10];

- процесс выдержки закаливаемого объекта уже при наступлении бейнитного и, особенно, мартенситного превращения [9, 11, 12];

- оптимизация температурно-временных параметров выдержки в закалочном баке и последующее время вне бака, в сочетании с начальной фазой выдержки при проведении отпуска [13–15];

- анализ характера кинетики превращения аустенита, изменения механических свойств в ходе превращения и расчетное определение уровня текущих и остаточных

напряжений при возможных технологических вариантах процесса охлаждения при закалке сталей различного легирования [3, 10, 16].

При изготовлении крупных изделий машиностроения сечением под закалку 1000 мм и более неравномерная скорость охлаждения по сечению поковки способствует неполной прокаливаемости и трещинам закалочного характера, приводящим к окончательному браку [17–19] и повышенному уровню остаточных напряжений, также увеличивающих вероятность трещинообразования [18, 20, 21].

Рациональный выбор режима охлаждения и применяемых закалочных сред может оказать существенное влияние на получение оптимальных структур при закалке и уровень напряжений, а также на итоговые механические свойства. Наличие перед закалкой исходной благоприятной ферритно-перлитной структуры способствует получению более гомогенного состава аустенита перед  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением, более мелкозернистой структуры закаленного металла и в итоге — обеспечению более низкой критической температуры хрупкости, что благоприятно сказывается на комплексе физико-механических свойств [10, 22, 23]. Отклонение от этих условий может также негативно повлиять на возможность получения требуемых механических свойств [4, 24, 25].

При помощи моделирования режима охлаждения при закалке можно определить температурно-временные параметры превращения аустенита при скоростях реального охлаждения заготовок различного сечения, определить критические точки, температурный интервал ( $Ar_3 - Ar_1$ ) превращения аустенита при непрерывном охлаждении с модельными скоростями, начала и окончания бейнитного и последующего мартенситного превращения [23, 26, 27]. Возможность получения неполной прокаливаемости в основном связана с применением сталей с низкой (недостаточной) устойчивостью аустенита к перлитному превращению [10, 28] и недостаточной скоростью охлаждения при закалке. Однако в центральной зоне охлаждаемой заготовки в средах с высокой (вода) и низкой (масло) охлаждающей способностью скорость охлаждения будет отличаться несущественно [6, 12, 29], поэтому к выбору применяемой марки стали нужно относиться особенно внимательно [7, 17, 30]. При этом можно допустить частичное перлитное превращение с учетом его незначительного развития [31].

Для крупногабаритных заготовок роторов из предлагаемой стали применение компьютерного и физического моделирования позволит обосновать оптимальные режимы охлаждения при закалке и минимизировать число физических экспериментов в условиях производства.

Предложенные в работе идеи и методики могут быть использованы для совершенствования режимов ТО крупногабаритных изделий из Cr – Ni – Mo – V-сталей с целью получения оптимальных закалочных структур при минимальном уровне текущих и финишных напряжений в ходе закалки заготовок значительных сечений [19, 32, 33].

Целью исследования является обоснование режима закалки методами компьютерного и физического моделирования охлаждения с реальными скоростями в трех различных зонах поковки ротора из стали 20ХЗНМФА диаметром 1000 мм для получения оптимальных закалочных структур.

Для выполнения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- определить расчетные скорости охлаждения при закалке на поверхности ротора наибольшего сечения ( $D_{\max} = 1000$  мм), в теплоинерционной точке и на 1/2 радиуса при непрерывном охлаждении в масляном закалочном баке;

- провести дилатометрические исследования образцов после охлаждения с постоянными и переменными скоростями охлаждения с определением микроструктуры и полноты превращения;

- определить температурно-временные параметры превращения аустенита при реальных скоростях охлаждения заготовок различного сечения при моделировании режима охлаждения при закалке; температурный интервал ( $Ar_3 - Ar_1$ ) превращения аустенита при непрерывном охлаждении с модельными скоростями, температуры начала и окончания бейнитного и последующего мартенситного превращения;

- выполнить сравнительный анализ двух типов термокинетических диаграмм (ТКД) превращения аустенита, построенных по результатам обработки дилатометрических кривых охлаждения: стандартных, полученных при непрерывном охлаждении с постоянной скоростью, и модельных, полученных при охлаждении с переменной расчетной скоростью, имитирующей реальные скорости охлаждения на производстве.

### Материал и методика исследования

Исследование проводили на цилиндрических образцах диаметром 5 мм и высотой 10 мм, изготовленных из стали 20Х3НМФА, легированной хромом, никелем, молибденом и ванадием, применяемой для изготовления валов для роторов паровых турбин. Химический состав стали представлен в табл. 1.

Моделирование реальных скоростей охлаждения поверхности, 1/2 радиуса и центра заготовки ротора сечением 1000 мм из стали 20Х3НМФА выполняли в программе Deform при закалке в масле. В соответствии с типоразмером заготовки составили конечно-элементную модель для решения нестационарной осесимметричной температурной задачи. Теплофизические свойства задавали по литературным данным. Граничные условия при нагреве и охлаждении соответствовали условиям теплообмена за счет излучения, конвекции и теплоотдачи в закалочной среде. Строили расчетные кривые охлаждения, разбитые на линейные участки со средними скоростями охлаждения в поверхности, в теплоинерционной

точке и на 1/2 радиуса заготовки при непрерывном охлаждении в масляном закалочном баке. Температуру масла принимали равной 40 °С.

В дилатометрических исследованиях измеряли изменения размеров образца в зависимости от температуры, при этом образец нагревали или охлаждали по заданной температурной программе. Для построения дилатометрических кривых T–Δl и фиксации всех превращений при нагреве и охлаждении использовали дилатометр марки DIL402C. Исследуемый цилиндрический образец устанавливали в держателе, помещали в нагревательное устройство и запускали измерительную программу.

При проведении дилатометрических исследований определили критические точки стали марки 20Х3НМФА: при нагреве  $Ac_1 = 784$  °С,  $Ac_3 = 856$  °С; при охлаждении  $Ar_1$ ,  $Ar_3$  и температуры начала и окончания бейнитного превращения ( $T_n$ ,  $T_k$ ) при постоянных (от 0,025 до 100 °С/с) и модельных переменных скоростях охлаждения (в поверхности, 1/2 радиуса и центре изучаемых поковок роторов).

На основе данных серии экспериментов строили стандартные термокинетические диаграммы превращения аустенита изучаемой стали. Температура закалки образцов составляла 930 °С, выдержка при этой температуре — 20 мин, постоянные скорости охлаждения варьировали в диапазоне от 0,025 до 100 °С/с. Однако стандартные ТКД превращения аустенита не полностью соответствуют реальным режимам охлаждения различных зон крупногабаритных заготовок в производственных условиях.

В настоящее время в современных дилатометрах появилась возможность исследований со скоростями охлаждения, соответствующими реальным. Результаты подобного физического моделирования позволяют получить действительную картину процессов, происходящих по всему сечению крупногабаритной заготовки.

Дилатометрические исследования с переменными расчетными скоростями охлаждения моделировали реальные скорости охлаждения в поверхности, 1/2 радиуса и центре поковок роторов диаметром 1000 мм на производстве. Температура закалки образцов составляла 930 °С, выдержка при этой температуре — 20 мин, модельные скорости для трех зон поковки задавали полученными расчетными кривыми охлаждения.

В результате проведенных дилатометрических исследований с переменными расчетными скоростями охлаждения получили ТКД для поверхности, 1/2 радиуса и центра, моделирующие реальные режимы охлаждения трех зон заготовок роторов в производственных условиях.

Таблица 1

#### Химический состав стали 20Х3НМФА, % (мас.)

	Элемент									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	S	P
Требования ТУ	0,18 0,24	0,08	0,30 0,60	2,20 2,70	1,20 1,40	0,50 0,70	0,20	0,15 0,25	≤0,008	≤0,010
Фактический состав	0,21	0,06	0,38	2,4	1,32	0,57	0,12	0,2	0,003	0,005

Данные анализа микроструктуры образцов после дилатометрических исследований и измерения их твердости позволяют подтвердить и уточнить результаты, полученные с применением численных методов анализа дилатометрических кривых.

Микроструктуру дилатометрических образцов после различных скоростей охлаждения изучали при помощи оптического микроскопа Zeiss.

Твердость полученных структур после различных скоростей охлаждения измеряли на микротвердомере Micromet 5103 Buehler.

### Результаты экспериментов и их обсуждение

Для решения поставленных задач требовалось определить фактические (расчетные) скорости охлаждения по всему сечению термообрабатываемой цилиндрической заготовки с наружным расчетным диаметром 1000 мм в процессе охлаждения с температуры закалки (930 °С) в охлаждающей жидкости (масло) [19, 20, 34]. Расчет охлаждения выполняли в программе Deform в трех точках заготовки максимального сечения 1000 мм: на поверхности, в центре и на 1/2 радиуса. На **рис. 1** приведены расчетные кривые скорости охлаждения трех зон поковки при закалке ее в масле. Температуру нагрева под закалку (930 °С) выбирали с перегревом на 60–70 °С выше  $A_{c3}$  (856 °С).

Расчетные кривые охлаждения разбиты на линейные участки со средними скоростями охлаждения в поверхности, в теплоинерционной точке и на 1/2 радиуса заготовки. Скорости охлаждения при закалке не постоянны во всем диапазоне температур охлаждения [35].

Необходимо рассмотреть кинетику превращений при охлаждении с расчетными скоростями в трех различных температурных зонах охлаждения по сечению термообрабатываемой заготовки.

Для этого в результате проведенных дилатометрических исследований по вышеописанным методикам получили

термокинетические диаграммы двух типов: стандартные и модельные ТКД.

I тип — стандартная термокинетическая диаграмма, построенная при различных, но постоянных скоростях охлаждения во всем диапазоне температур охлаждения от 0,025 до 100 °С/с (**рис. 2**). На диаграмме отмечены критические точки (линии) при охлаждении в области между  $A_{r3}$  и  $A_{r1}$  — линии начала и окончания перлитного превращения [10, 23, 36]. Следует отметить, что эти линии не параллельны между собой и линиями временной диаграммы, что свидетельствует о влиянии скорости охлаждения на характер предвыделения фаз, предшествующих началу перлитного превращения, и непосредственно на саму кинетику превращения и завершение этого процесса.

II тип — модельные ТКД, построенные по результатам дилатометрических исследований при охлаждении с расчетными скоростями, соответствующими реальным скоростям охлаждения натурной заготовки в центре, на поверхности и на расстоянии 1/2 радиуса (см. рис. 1).

Совмещенные термокинетические диаграммы представлены на **рис. 2**. Из ТКД с постоянными скоростями охлаждения видно, что в зависимости от условий охлаждения аустенита в исследуемой стали можно получить ферритно-перлитное, бейнитное, а также мартенситное превращение. Это может приводить к получению неоднородной структуры по сечению, неравномерности свойств и напряжениям в заготовке.

На **рис. 3** показаны микроструктуры дилатометрических образцов, соответствующие различным скоростям охлаждения от 0,5 до 0,025 °С/с, при исходной структуре до начала охлаждения — отпущенного мелкозернистого бейнита.

Как видно из рис. 3, при малых скоростях охлаждения (0,025–0,1 °С/с) структура стали состоит в основном из бейнита, небольшого количества перлита и незначительного количества зерен феррита. При скоростях охлаждения 0,05 и 0,025 °С/с линии охлаждения на стандартных ТКД проходят через зону перлитного превращения, при скорости охлаждения 0,1 °С/с оно только начинается, но не имеет явно выраженного характера на диаграмме. В связи с указанным

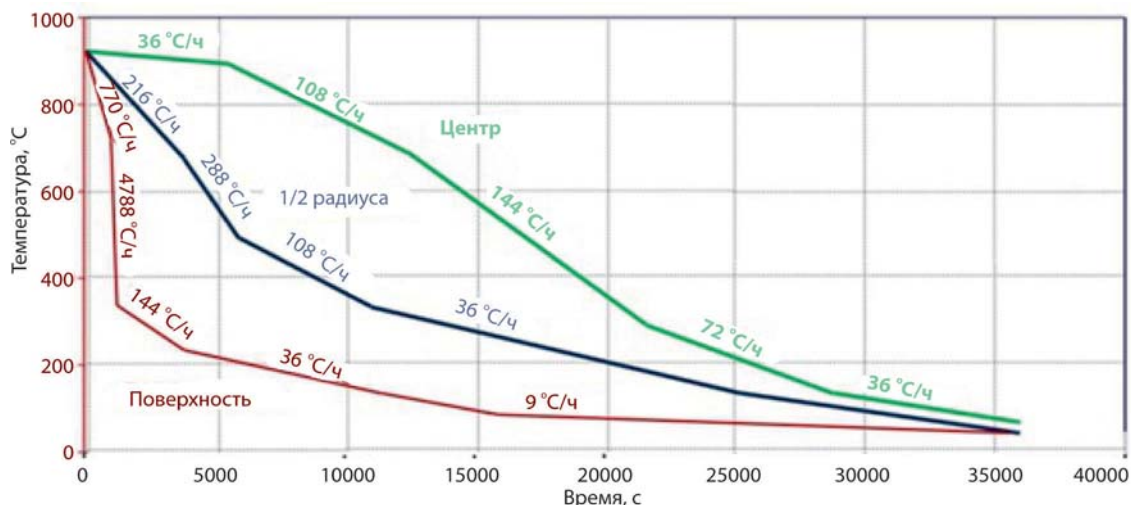
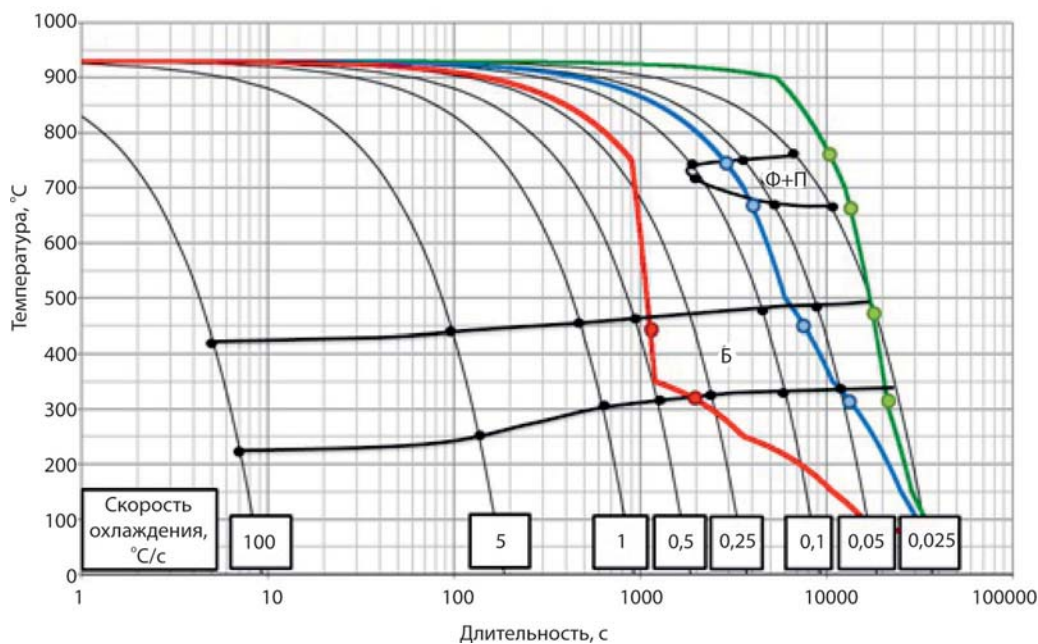
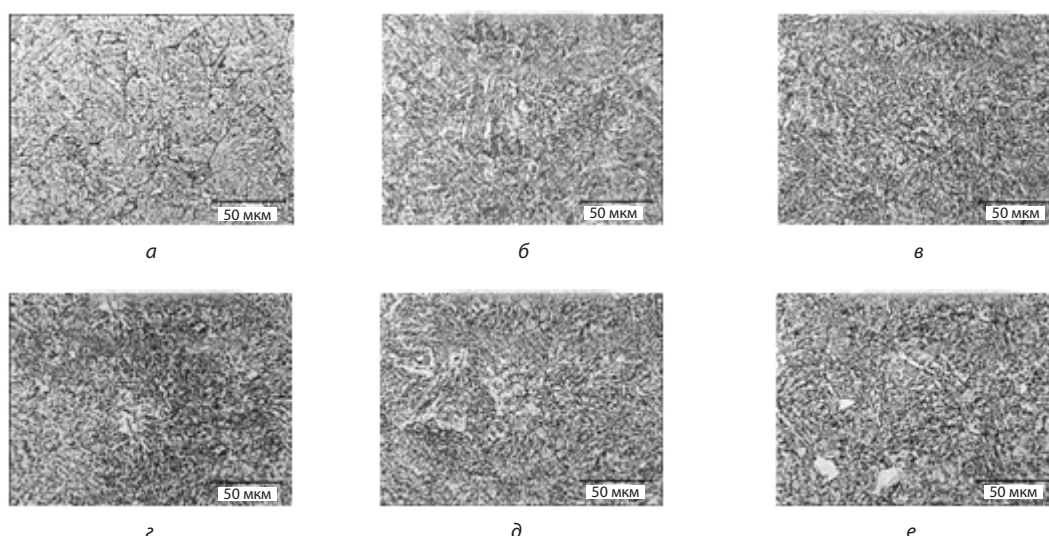


Рис. 1. Скорости охлаждения при закалке в масле трех зон заготовки сечением 1000 мм





**Рис. 2.** Сравнение стандартных ТКД стали марки 20Х3НМФА и модельных ТКД заготовки диаметром 1000 мм с реальными скоростями охлаждения при закалке в масле, °C/с



**Рис. 3.** Микроструктура образцов: в исходном состоянии (а) и после непрерывного охлаждения с постоянными скоростями (б–е), °C/с: б — 0,5; в — 0,25; г — 0,1; д — 0,05; е — 0,025

характером превращения и схожими полученными микроструктурами можно также полагать, что в данном узком температурном диапазоне перлитное превращение не имеет значительного развития. По мере увеличения скорости охлаждения развитие перлитного превращения существенно тормозится, что проявляется в уменьшении содержания феррита в структуре, практически полном исчезновении перлита и увеличении содержания бейнитной составляющей (см. рис. 3), которая приобретает речную и глобулярную морфологию, характерную для низкоуглеродистых сталей. При скоростях охлаждения 0,25 и 0,5 °C/с рассмотренные микроструктуры характеризуются как бейнитные с незначительным количеством зерен феррита. При скорости охлаждения выше 0,5 °C/с

феррит в структуре практически не образуется. Структура представляет собой бейнит с единичными зернами феррита. При дальнейшем увеличении скорости охлаждения наблюдается постепенное подавление бейнитного превращения и увеличение доли мартенситной составляющей в структуре.

Для уточнения характера превращений в трех рассматриваемых зонах термообрабатываемой заготовки приведены результаты дилатометрических исследований при охлаждении со скоростью, соответствующей расчетной скорости охлаждения поверхности, 1/2 радиуса и в центре. В результате обработки результатов дилатометрических исследований с реальными переменными скоростями охлаждения получили модельные ТКД для трех зон заготовки ротора (см. рис. 2).

На **рис. 4** представлены дилатограммы образцов, моделирующих охлаждение в трех изучаемых зонах, которые позволяют определить критические точки и температуры начала и окончания бейнитного превращения ( $T_H, T_K$ ) в них. Численные значения  $Ar_3$  и  $Ar_1$ , температуры начала и окончания бейнитного превращения аустенита ( $T_H, T_K$ ) представлены в **табл. 2**.

На **рис. 5** представлены микроструктуры дилатометрических образцов в этих зонах. Результаты замеров микротвердости составили 645 HV на поверхности, 603 HV в 1/2 радиуса и 484 HV в центре.

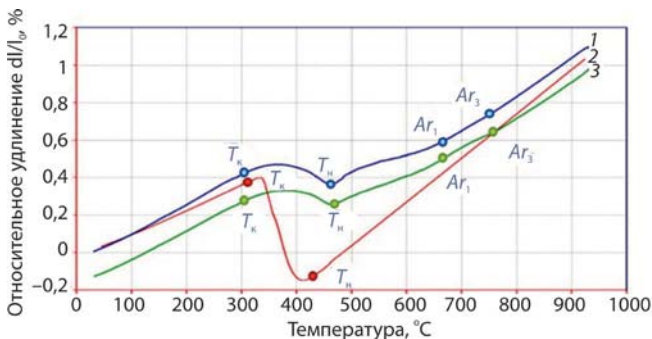
Анализ данных, приведенных на рис. 4, 5 и в **табл. 2**, показал, что при охлаждении поверхности формируется бейнитно-мартенситная структура с началом бейнитного превращения при температуре 440 °С и окончанием при 330 °С. В зоне 1/2 радиуса и в центре перлитное превращение развито слабо, о чем свидетельствует незначительное отклонение от прямолинейного хода дилатометрических кривых охлаждения (см. рис. 4). При охлаждении зоны 1/2 радиуса и центра ход дилатограмм схож, в том числе по температурам начала и окончания перлитного и бейнитного превращения и разнице температур между ними (~80 и 163 °С соответственно). Некоторое понижение температуры начала бейнитного превращения в этих зонах (см. рис. 2, табл. 2) можно связать с перераспределением углерода между  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фазами в ходе диффузионного

превращения и незначительным выделением феррита (см. рис. 4 и 5).

Можно говорить о слабом развитии перлитного превращения в связи с малыми изменениями объема (см. рис. 4) и разницей между  $Ar_3$  и  $Ar_1$  (~80 °С), а с учетом экстремальной зависимости этого превращения в узком диапазоне температур — еще и малым объемом образовавшихся структур диффузионного характера [2, 10, 37] (**рис. 6**). Остаточный аустенит не наблюдается или составляет не более 5 %. Результаты этих наблюдений подтверждаются замерами твердости исследованных образцов.

Результаты сопоставления модельных ТКД с реальными скоростями охлаждения зон заготовки ротора со стандартными ТКД превращения аустенита, полученными при непрерывном охлаждении с постоянными скоростями представлены на рис. 2. Стандартные ТКД не полностью соответствуют реальным режимам охлаждения различных зон крупногабаритных заготовок в производственных условиях. Модельные ТКД позволили оценить положение критических точек и кинетику процессов превращений, происходящих в трех зонах заготовки ротора размером 1000 мм при охлаждении с реальными скоростями.

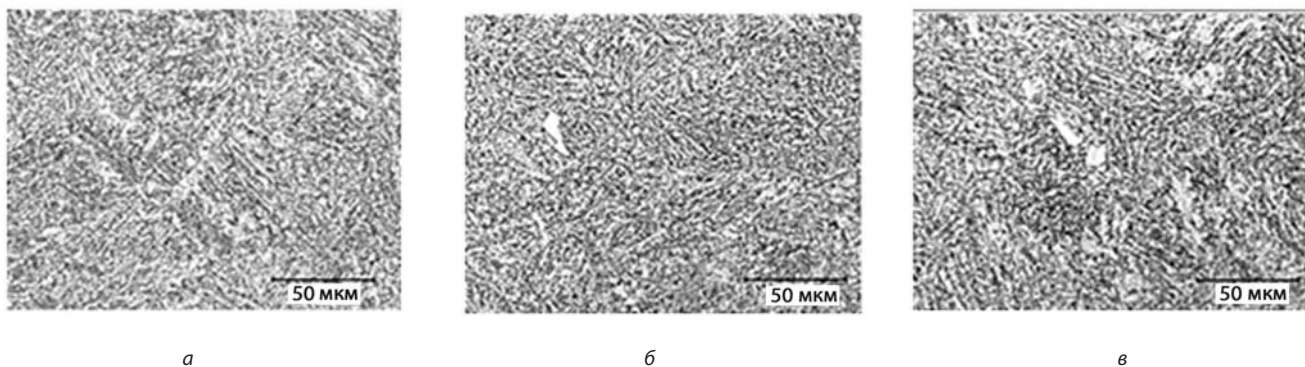
Для оценки возможности получения продуктов диффузионного происхождения — феррита и перлита — нужно учитывать ширину диапазона между  $Ar_3$  и  $Ar_1$  и вид кинетической



**Рис. 4.** Дилатометрические кривые моделирующих охлаждений по сечению слитка: 1 — 1/2 радиуса; 2 — поверхность; 3 — центр

**Таблица 2**  
**Температуры начала и конца превращений в разных зонах заготовки диаметром 1000 мм из стали 20ХЗНМФА, °С**

Зона заготовки	$Ar_3$	$Ar_1$	$T_H$	$T_K$
Поверхность	–	–	440	330
1/2 радиуса	750	670	476	313
Центр	750	670	482	319



**Рис. 5.** Микроструктуры и твердость образцов после моделирования закалки на поверхности (а), 1/2 радиуса (б) и в центре (в)

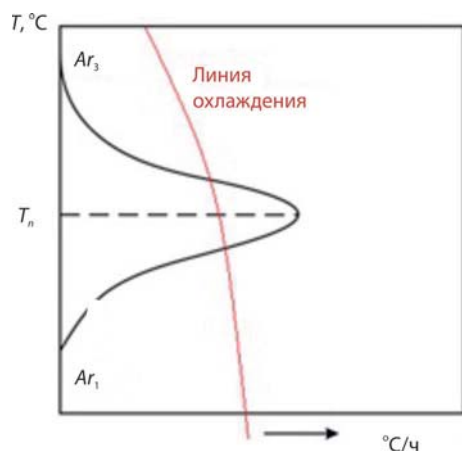


Рис. 6. Кинетическая схема перлитного превращения в рассматриваемой стали в диапазоне температур между  $Ar_3$  и  $Ar_1$

диаграммы превращения в рассматриваемом диапазоне (см. рис. 6), происходящего в 2–3 раза более узком диапазоне температур по сравнению с  $\Delta Ar_3 - Ar_1$ .

Скорости охлаждения при закалке в различных зонах поковки не постоянны во всем диапазоне температур, что необходимо учитывать при построении термокинетических диаграмм превращения аустенита при непрерывном охлаждении.

Наиболее показателен характер превращения аустенита при моделировании режима охлаждения в различных зонах заготовки ротора в соответствии с реальными режимами охлаждения при закалке.

Несмотря на то, что при закалке заготовок из стали 20ХЗНМФА крупного сечения (1000 мм) в структуре обнаружен перлит, его доля очень незначительна. Кроме того, при производстве из данной стали заготовок валов для роторов паровых турбин центральная зона в итоговом изделии высверливается.

По полученным данным о критических точках фазовых превращений при моделировании закалки можно определить оптимальную температуру, до которой целесообразно охлаждение (не ниже 200 °С), с дальнейшим переносом на отпуск.

Результаты измерения твердости образцов от поверхности к центру позволяют дать объективную оценку прокаливаемости в крупногабаритных поковках, и данное

моделирование можно рекомендовать для оценки прокаливаемости и других марок стали и изделий.

## Выводы

1. В результате моделирования охлаждения ротора из стали 20ХЗНМФА размером 1000 мм определены расчетные скорости охлаждения при закалке на поверхности, в теплоинерционной точке и на 1/2 радиуса при непрерывном охлаждении в масляном закалочном баке.

2. В ходе дилатометрических и микроструктурных исследований установлено, что при охлаждении поверхности ротора формируется бейнитно-мартенситная структура с началом бейнитного превращения при 440 °С и окончанием при 330 °С. В зоне 1/2 радиуса и центре перлитное превращение развито слабо, ход дилатограмм в этих зонах схож, в том числе по температурам начала и окончания перлитного и бейнитного превращения и разнице температур между ними (~80 и 163 °С соответственно). Структура стали в этих зонах состоит в основном из бейнита, небольшого количества перлита и незначительного количества зерен феррита.

3. Установлено, что наблюдается смещение вниз критических точек и температурных диапазонов перлитного и бейнитного превращения при охлаждении с модельными скоростями, связанное с перераспределением углерода между  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фазами в ходе перлитного превращения и незначительным выделением феррита. При сравнении изображений микроструктур образцов после охлаждения с постоянными и модельными скоростями при закалке разница не наблюдается.

4. В результате проведенных дилатометрических исследований были получены модельные ТКД для трех зон заготовки ротора с реальными переменными скоростями охлаждения. Стандартные ТКД не полностью соответствуют реальным режимам охлаждения различных зон крупногабаритных заготовок в производственных условиях. Модельные ТКД позволили оценить положение критических точек и кинетику превращений, происходящих в трех зонах заготовки ротора размером 1000 мм при охлаждении с реальными скоростями. ■

## Библиографический список

См. англ. блок.

"Chernye metally", 2024, No. 9, pp. 29–36

DOI: 10.17580/chm.2024.09.05

### Modeling of cooling mode during hardening of a large-sized rotor blank made of Cr – Ni – Mo – V steel

#### Information about authors

D. V. Tsukanov, 1<sup>st</sup> Category Engineer<sup>1</sup>, e-mail: tsumami@mail.ru;

D. L. Smirnova, Leading Engineer<sup>1</sup>, e-mail: tsumami@mail.ru;

A. P. Petkova, Dr. Eng., Prof., Dept. of Materials Science and Technology of Art Products<sup>2</sup>, e-mail: apetkova@inbox.ru;

V. V. Shterster, Postgraduate Student, Dept. of Materials Science and Technology of Art Products<sup>2</sup>, e-mail: st.valeriaa@yandex.ru

<sup>1</sup> NRC "Kurchatov Institute" – "Prometey" Central Scientific Research Institute of Structural Materials, St. Petersburg, Russia.

<sup>2</sup> Empress Catherine II Saint Petersburg Mining University, St. Petersburg, Russia.

**Abstract:** Processes associated with phase transformations during hardening of large-sized forgings made of alloy steels are considered. The basic transformation processes and their possible influence together with cooling modes on the characteristics of the properties are analyzed.

The first part of the article studies the issues of phase transformations in the area of pearlite and bainitic transformations determined by standard thermokinetic diagrams and simulated modes. The calculated values of cooling rates for a forging with a maximum cross-section of 1000 mm in three zones (surface, center and 1/2 radius of the blank) during quenching in oil are presented, the microstructure and kinetics of pearlite and bainitic transformations are determined. The results of dilatometric studies in three different temperature zones along the cross-section of the heat-treated blank during cooling at the corresponding calculated rates are presented.

The second part of the article analyzes the cooling curves, microstructure and hardness of the samples after quenching in oil, as well as the temperatures of the beginning and end of the austenite transformation in three zones of the blank. Conclusions are made on the importance of taking into account the width of the range of critical points for assessing the nature of the austenite transformation in the area of the pearlite transformation. It is shown that the cooling rates during quenching are not constant over the entire temperature range, which must be taken into account



when constructing thermokinetic diagrams of austenite transformation during continuous cooling. The nature of the austenite transformation during modeling of the cooling mode is most indicative and corresponds to real cooling modes during quenching.

**Key words:** phase transformation, dilatometric curve, quenching, tempering, austenite, martensite, bainite, pearlite, ferrite, hardenability.

## References

1. Tsukanov V. V., Smirnova D. L., Efimov S. V. *Choosing accumulation and preliminary heat treatment modes for making forged ingots of medium-carbon medium-alloy steels. Inorganic Materials: Applied Research.* 2022. Vol. 13, Iss. 6. pp. 1534–1545.
2. Tsukanov V. V., Filimonov G. N., Grekova I. I., Teplukhina I. V., Dyukov V. V. et al. Possibilities of optimization of heat treatment mode for reactor steel. *Voprosy materialovedeniya.* 2004. No. 4 (40). pp. 14–23.
3. Tsukanov V. V., Durynin V. A. Improvement of preliminary heat treatment modes for forgings made of heat-resistant steels of Cr–4Ni–Mo–V and Cr–Mo–V compositions and recommendations for final heat treatment. *Voprosy materialovedeniya.* 2009. No. 3 (59). pp. 85–95.
4. Tsukanov V. V., Lebedeva N. V., Markova Yu. M. Conditions for diffusion transformation of austenite in steel Cr–3Ni–Mo–V composition with high stability of austenite. *Zapiski Gornogo instituta.* 2018. Vol. 230. pp. 153–159. DOI: 10.25515/PMI.2018.2.153.
5. Tsukanov V. V., Efimov S. V., Titova T. I. et al. Features of the production of large-sized forgings from highly heat-resistant steel of 3Cr–Mo–W–V composition and assessment of its structure and properties. *Tyazheloe mashinostroenie.* 2020. No. 1–2. pp. 2–6.
6. Milyuts V. G., Tsukanov V. V., Pryakhin E. I., Nikitiina L. B. Development of technology for production of high-strength hull steel, ensuring a reduction in the production cycle and high quality of sheets. *Zapiski Gornogo instituta.* 2019. Vol. 239. pp. 536–543. DOI: 10.31897/PMI.2019.5.536.
7. Vologzhanina S. A., Igolkin A. F., Peregudov A. A., Baranov I. V. et al. Effect of the deformation degree under low temperature conditions on the transformations and properties of metastable austenitic steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya – oborudovanie – instrumenty).* 2022. Vol. 24. No. 1. pp. 73–86.
8. Bazhin V. Yu., Issa B. Effect of heat treatment on the microstructure of steel coils of a heating tube furnace. *Zapiski Gornogo instituta.* 2021. Vol. 249. pp. 393–400. DOI: 10.31897/PMI.2021.3.8.
9. Shakhnazarov K. Y., Pryakhin E. I., Mikhailov A. V. 630 °C ± 30 °C - nodal (critical) temperature of iron and carbon steel. *Materials Science Forum.* 2021. Vol. 1040. pp. 191–199. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1040.
10. Tsukanov V. V., Gromova N. B., Fomin S. E., Efimova O. V. Acceleration of the A→P transformation in deep-hardening steels. *Proceedings of the XVI International scientific and technical conference "Problems of resource and safe operation of materials and structures" March 1–2, St. Petersburg.* 2011. pp. 150–154.
11. Pustovoyt V. N., Dolgachev Yu. V., Karavaev V. P. Decomposition of residual austenite in U12 steel during processing in a magnetic field. *Tendentsii razvitiya nauki i obrazovaniya.* 2021. Vol. 70–2. pp. 71–73. DOI: 10.18411/Ij-02-2021-57.
12. Zhao W., Feng G., Ren H., Zhang M. et al. Temperature-dependent characteristics of DH36 steel fatigue crack propagation. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures.* 2020. Vol. 43. Iss. 3. pp. 617–627.
13. Pryakhin E. I., Ligachev A. E., Kolobov Y. R., Zakharenko E. A. et al. Assessment of the thermal effect on the surface of metal structural materials on the stability of laser-induced codes readability. *Materials Science Forum.* 2021. Vol. 1040. pp. 47–54.
14. Okishev K. Yu. Calculation of diagrams of isothermal decomposition of austenite in structural steels. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie.* 2020. Vol. 22. No. 2. pp. 82–89. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.10.
15. Bolobov V. I., Popov G. G. Methodology for testing pipeline steels for resistance to rill corrosion. *Zapiski Gornogo instituta.* 2021. Vol. 252. pp. 854–860. DOI: 10.31897/PMI.2021.6.7.
16. Popov A. A., Popova A. E. Isothermal and thermokinetic diagrams of decomposition of under-cooled austenite. Moscow: MASHGIZ. 1961. 234 p.
17. Bazhin V. Yu. Modern view on anomalies in metal groups of the D. I. Mendeleev's Periodic Table. *Zapiski Gornogo instituta.* 2020. Vol. 239. pp. 520–527.
18. Gulenko A. G., Tsukanov V. V. Calculation assessment of the stress level in large-sized blanks of power engineering parts during cooling after tempering. *Tyazheloe mashinostroenie.* 2012. No. 8. pp. 21–27.
19. Vologzhanina S. A., Teplukhina I. V., Batasov A. V., Ovanesyan K. K. et al. Features of austenite decomposition and patterns of structure formation in low-alloy steel of 09G2SA-A grade during continuous cooling. *Globalnaya energiya.* 2023. Vol. 29. No. 1. pp. 170–180.
20. Shakhnazarov K. Yu., Vologzhanina S. A., Khuznakhmetov R. M. Explanation of anomalies in the formation of structure and physical and mechanical properties of steels and alloys. *Informatsionno-tekhnologicheskij vestnik.* 2023. No. 1 (35). pp. 196–209.
21. Lorenzon A., Antonello M., Berto F. Critical review of turbulence models for CFD for fatigue analysis in large steel structures. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures.* 2018. Vol. 41, Iss. 4. pp. 762–775.
22. Leontiev L. I., Tsukanov V. V., Smirnova D. L. The role of D. K. Chernov in the creation and development of the doctrine of modern metallurgy and metal science. Part 2. Scientific and practical confirmation of the D. K. Chernov's ideas. *Izvestiya vuzov. Chernaya Metallurgiya.* 2020. Vol. 63 (11–12). pp. 873–877. DOI: 10.17073/0368-0797-2020-11-12-873-877.
23. Sadovsky V. D. Structural heredity in steel. Moscow: Metallurgiya, 1973. 208 p.
24. Spencer R. P., Patterson E. A. Observations of fatigue crack behaviour in proton-irradiated 304 stainless steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures.* 2019. Vol. 42, Iss. 9. pp. 2120–2132.
25. Lu Y.-C., Chen T., Yang F.-P., Lan T. The retardation effect of static torsion on fatigue crack growth in strip steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures.* 2020. Vol. 43, Iss. 8. pp. 1800–1813.
26. Davydov S. V. Carbide transformation of peritectoid type in Fe-C alloys. *Metallurgiya mashinostroeniya.* 2020. No. 4. pp. 17–26.
27. Shakhnazarov K. Y., Pryakhin E. I., Troshina E. Y. Rationale for signs of transformation in iron near 200 °C. *Letters on Materials.* 2022. Vol. 12, Iss. 4. pp. 298–302.
28. Davydov S. V. Peritectoid carbide transformation based on ε-carbide Fe<sub>2</sub>C in Fe-C-system alloys. Part 1. Basics of theory. *Chernye Metally.* 2020. No. 11. pp. 15–21.
29. Balandin S. Yu., Durynin V. A., Titova T. I., Tsukanov V. V. Improvement of preliminary heat treatment of large forgings made of steel of C–Mo–V and Cr–Ni–Mo–V composition. *Proceedings of the XIII International scientific and technical conference of St. Petersburg State University of Refrigeration and Food Processing Technologies. St. Petersburg, 2007.* pp. 212–218.
30. Leontiev L. I., Tsukanov V. V., Smirnova D. L. The role of D. K. Chernov in the creation and development of the doctrine of modern metallurgy and metal science. Part 1. The main theoretical and industrial discoveries of D. K. Chernov. *Izvestiya vuzov. Chernaya Metallurgiya.* 2020. Vol. 63 (10). pp. 796–801. DOI: 10.17073/0368-0797-2020-10-796-801.
31. Tsukanov V. V. Modern steels and technologies in power engineering. Saint Petersburg: ANO LA "Professional", 2014. 464 p.
32. Tsukanov V. V., Smirnova D. L., Efimov S. V., Titova T. I. et al. Computer modeling of the modes of the main heat treatment of a forged blank made of 20Kh3MVFA grade steel. *Tyazheloe mashinostroenie.* 2020. No. 9. pp. 2–9.
33. Alekseev V. I., Barakhtin B. K., Zhukov A. S. Chemical heterogeneity as a factor in increasing the strength of steels manufactured using selective laser melting technology. *Zapiski Gornogo instituta.* 2020. Vol. 242. p. 191. DOI: 10.31897/PMI.2020.2.191.
34. Pryakhin E. I., Sharapova D. M. Understanding the structure and properties of the heat affected zone in welds and model specimens of high-strength low-alloy steels after simulated heat cycles. *CIS Iron and Steel Review.* 2020. Vol. 19. pp. 60–65.
35. Youn G.-G., Kim J.-S., Kim Y.-J., Kamaya M. Numerical prediction of notch bluntness effect on fracture resistance of sm490 acarbon steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures.* 2020. Vol. 43, Iss. 4. pp. 660–671.
36. Davydov S. V., Filippov R. A., Moroz A. A. Low-temperature decomposition of pearlite in iron-carbon alloys by the reaction of peritectoid transformation. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii.* 2021. No. 2 (116). pp. 3–13. DOI: 10.30987/2223-4608-2021-2-3-13.
37. Bogdanov V. I., Teplukhina I. V., Tsvetkov A. S., Titova T. I. et al. Features of austenite grain growth in forging metal from a large ingot of structural steel. *Pisma o materialakh.* 2019. Vol. 9. No. 3. pp. 304–309. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-3-304-309.