

## Исследование превращений переохлажденного аустенита при ступенчатой закалке стали 20Cr2Mn2SiNiMo

© 2024

*Майсурадзе Михаил Васильевич*<sup>1,3</sup>, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Термообработка и физика металлов»

*Куклина Александра Александровна*<sup>\*1,2,4</sup>, кандидат технических наук, доцент кафедры «Физика», заведующий научно-исследовательской и испытательной лабораторией геокриологии, физики грунтов и материалов, инженер лаборатории структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов

*Назарова Вера Вячеславовна*<sup>1</sup>, аспирант кафедры «Термообработка и физика металлов»

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)

<sup>2</sup>Уральский государственный горный университет, Екатеринбург (Россия)

\*E-mail: kuklina@m.ursmu.ru,  
Kuklina.aleksandra@rambler.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2850-2988>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3779-3254>

Поступила в редакцию 26.06.2023

Принята к публикации 26.01.2024

**Аннотация:** В настоящее время ступенчатая закалка сталей в температурном интервале мартенситного превращения, в т. ч. quenching – partitioning, нашла широкое применение в автомобильной промышленности. Технология ступенчатой закалки успешно применяется для повышения комплекса свойств, к которым чаще всего относят временное сопротивление разрыву и относительное удлинение. Проведено dilatометрическое исследование превращений переохлажденного аустенита, протекающих в стали 20X2Г2СНМА, при реализации различных вариантов ступенчатой закалки с выдержкой в мартенситной области. Установлено, что после одноступенчатой закалки, одноступенчатой закалки с последующим отпуском, двухступенчатой закалки образуются первичный мартенсит, изотермический бейнит, вторичный мартенсит в различных количественных соотношениях. С помощью рентгеноструктурного фазового анализа определено количество остаточного аустенита при реализации ступенчатой закалки. Показано, что двухступенчатая закалка позволяет стабилизировать в структуре исследуемой стали при комнатной температуре до 14 % остаточного аустенита. Исследования выявили, что для стали 20X2Г2СНМА характерно уменьшение параметра кристаллической решетки остаточного аустенита при увеличении его содержания в структуре стали. Проведены испытания при одноосном растяжении и на ударный изгиб, определены значения механических свойств. Установлено, что при двухступенчатой закалке достигаются более высокие по сравнению с закалкой в масле и низкотемпературным отпуском показатели прочности и относительного удлинения при меньших значениях относительного сужения и ударной вязкости. Показано, что с точки зрения конструктивной надежности машиностроительных деталей ступенчатая закалка не является оптимальным режимом термической обработки исследуемой стали. Наилучшее сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости достигается после закалки и низкотемпературного отпуска.

**Ключевые слова:** превращения переохлажденного аустенита; ступенчатая закалка; сталь 20X2Г2СНМА; 20Cr2Mn2SiNiMo; quenching – partitioning; изотермическая закалка; закалка и отпуск; остаточный аустенит; первичный мартенсит; изотермический бейнит; вторичный мартенсит.

**Благодарности:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00106, [https://grant.rscf.ru/prjcard\\_int?22-29-00106](https://grant.rscf.ru/prjcard_int?22-29-00106).

Статья подготовлена по материалам докладов участников XI Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2023), Тольятти, 11–15 сентября 2023 года.

**Для цитирования:** Майсурадзе М.В., Куклина А.А., Назарова В.В. Исследование превращений переохлажденного аустенита при ступенчатой закалке стали 20Cr2Mn2SiNiMo // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 2. С. 53–65. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-2-68-5.

### ВВЕДЕНИЕ

Ступенчатая закалка сталей в температурном интервале мартенситного превращения нашла широкое применение в автомобильной промышленности. В частности, была разработана концепция quenching – partitioning, в основе которой лежит допущение о квазиравновесии  $\alpha$ -фазы мартенсита и  $\gamma$ -фазы аустенита при изотермической выдержке в интервале от начала до конца мартенситного превращения  $M_n \dots M_k$  [1]. В случае выполнения данного условия углерод из пересыщенной

$\alpha$ -фазы мартенсита диффундирует в окружающий не-превращенный аустенит, тем самым изменяя его химический состав. В результате при дальнейшем охлаждении до комнатной температуры не происходит каких-либо превращений, и обогащенный углеродом остаточный аустенит сохраняется в стабильном состоянии. Однако для осуществления такого сценария необходимо отсутствие конкурирующих процессов, приводящих к снижению количества остаточного аустенита и степени его обогащения углеродом (формирование бейнита и выделение частиц карбидной фазы).

Технология ступенчатой закалки quenching – partitioning в различных вариантах успешно применяется для повышения комплекса свойств, к которым чаще всего относят временное сопротивление разрыву и относительное удлинение [2; 3], как наиболее важные для производства методом глубокой вытяжки высокопрочных листовых деталей автомобилестроения. Для данной цели разрабатываются специальные марки Quenching–Partitioning-сталей (QP-сталей), легированных главным образом кремнием, марганцем и алюминием [4]. Ступенчатую закалку применяют и при производстве деталей машиностроения из конструкционных сталей [5]. При этом, как и в случае специально разрабатываемых QP-сталей, наблюдаются существенные отклонения практически получаемых результатов от теоретически предсказанных [6]. В частности, объемная доля остаточного аустенита в структуре сталей после ступенчатой закалки в подавляющем большинстве случаев оказывается меньше расчетной [7]. Это связано с тем, что исключить образование в структуре стали бейнита и карбидов при изотермической выдержке практически невозможно. Выделение карбидов и образование бейнита не может не сказаться на таких свойствах стали, как ударная вязкость и относительное сужение. Данные характеристики редко анализируются в опубликованных работах, несмотря на их практическую значимость применительно к машиностроительным сталям: ударная вязкость стали имеет определенную корреляцию с износостойкостью [8; 9], а относительное сужение – с пределом выносливости [10; 11].

Цель работы – изучение превращений, протекающих в высокопрочной машиностроительной стали 20Cr2Mn2SiNiMo при реализации ступенчатой закалки.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Химический состав исследуемой стали приведен в таблице 1.

Исследование превращений переохлажденного аустенита производилось при помощи дилатометра LINSEIS L78 R.I.T.A. Дилатометрические образцы имели диаметр 4 мм, длину 10 мм. Нагрев и выдержка при температуре аустенизации (900 °С, 20 мин) производились в вакууме, охлаждение образцов до температуры изотермической выдержки осуществлялось с заданной скоростью (20 °С/с) в потоке гелия. Схема режимов термической обработки (QP1 – одноступенчатая закалка; QP2 – двухступенчатая закалка; QPT – одноступенчатая закалка с отпуском) исследуемой стали при проведении дилатометрических исследований приведена на рис. 1.

Для количественной оценки микроструктуры, формирующейся в стали 20X2Г2СНМА при ступенчатой закалке, было использовано правило рычага применительно к дилатометрическим кривым [12; 13]. Темпера-

тура первой ступени закалки (280 °С) была определена согласно методике, используемой для QP-сталей [14; 15]. Согласно расчетам, при данной температуре приостановки охлаждения в структуре исследуемой стали должно стабилизироваться максимальное количество остаточного аустенита (до 25 %). Температура второй ступени выдержки (350 °С) была выбрана в районе температуры  $M_n$  исследуемой стали (345±5 °С).

Указанные режимы ступенчатой закалки были реализованы в ходе лабораторной термической обработки заготовок призматической формы размером 12×12×65 мм, из которых впоследствии были изготовлены образцы для механических испытаний на одноосное растяжение и ударный изгиб. Для термической обработки были использованы лабораторные камерные печи СНОЛ (аустенизация, отпуск) и шахтные тигельные печи СШОЛ (изотермическая выдержка) с расплавом соли (50 % KNO<sub>3</sub> + 50 % NaNO<sub>3</sub>). Охлаждение образцов до комнатной температуры осуществлялось в закалочном масле И20А. После ступенчатой закалки все образцы подвергались низкотемпературному отпуску при температуре 180 °С в течение 2 ч.

Механические свойства при одноосном растяжении определяли в соответствии с ГОСТ 1497 на установке Instron при комнатной температуре. Для анализа использовали цилиндрические образцы (тип III) с диаметром рабочей части 6 мм и длиной рабочей части 30 мм. Испытания на ударный изгиб производились при помощи маятникового копра по ГОСТ 9454 при комнатной температуре на стандартных образцах с V-образным концентратором напряжений (тип 11).

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводился на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance в излучении Co-Kα в диапазоне углов отражения  $2\theta=45...130^\circ$  при напряжении  $U=35$  кВ, токе трубки  $I=40$  мА. Количественный рентгенофазовый анализ проводился по методу безэталонного полнопрофильного анализа Ритвельда с использованием программного пакета TOPAS® 4.2.

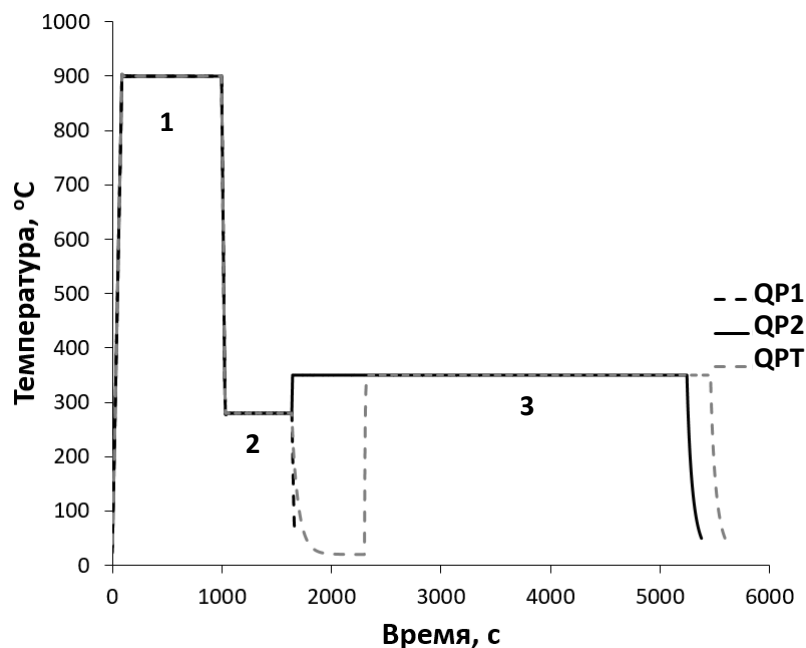
Исследование микроструктуры производили при помощи растрового электронного микроскопа Jeol JSM 6490.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Дилатометрическое исследование превращений, протекающих в стали 20X2Г2СНМА в ходе реализации одноступенчатой закалки QP1, показало, что при охлаждении до температуры первой ступени (280 °С) формируется значительное количество первичного мартенсита М1. Температура начала образования первичного мартенсита в исследуемой стали – 345 °С (стрелка 1 на рис. 2 а).

Таблица 1. Химический состав стали 20Cr2Mn2SiNiMo  
Table 1. Chemical composition of 20Cr2Mn2SiNiMo steel

Химический элемент	C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo	S	P
мас. %	0,220	1,960	2,020	0,960	1,090	0,310	0,002	0,010



**Рис. 1.** Схема реализованных режимов ступенчатой закалки стали 20X2Г2СНМА: QP1 – одноступенчатая закалка; QP2 – двухступенчатая закалка; QPT – одноступенчатая закалка с отпуском. 1 – аустенитизация, 900 °С, 20 мин; 2 – первая ступень, 280 °С, 10 мин; 3 – вторая ступень, 350 °С, 60 мин

**Fig. 1.** Scheme of implemented modes of step quenching of 20Cr2Mn2SiNiMo steel: QP1 – single-stage quenching; QP2 – two-stage quenching; QPT – single-stage quenching with tempering. 1 – austenitisation, 900 °C, 20 min; 2 – first stage, 280 °C, 10 min; 3 – second stage, 350 °C, 60 min

Во время приостановки охлаждения и выдержки в течение 10 мин (стрелка 2 на рис. 2 а) размер образца продолжает увеличиваться, что свидетельствует о развитии изотермического бейнитного превращения (рис. 2 б). При окончательном охлаждении от температуры 280 °С наблюдается образование вторичного мартенсита М2 (стрелка 3 на рис. 2 а). Температура начала вторичного мартенситного превращения в случае одноступенчатой закалки составляет 215 °С.

В случае двухступенчатой закалки QP2 при охлаждении от температуры аустенитизации до температуры первой ступени (280 °С) так же, как и в случае QP1, происходит образование первичного мартенсита М1 (температура начала превращения 345 °С, стрелка 1 на рис. 3 а), после чего формируется некоторое количество изотермического бейнита (стрелка 2 на рис. 3 а). После выдержки в течение 10 мин при температуре 280 °С производился нагрев образца до температуры 350 °С с целью увеличения скорости диффузии углерода. Однако, как показали дилатометрические исследования, при достижении температуры второй ступени в исследуемой стали продолжалось образование бейнита (рис. 3 б).

В случае одноступенчатой закалки со среднетемпературным отпуском QPT нагреву до температуры 350 °С подвергалась смесь первичного мартенсита М1 (стрелка 1 на рис. 4 а), изотермического бейнита, образовавшегося на первой ступени обработки при температуре 280 °С (стрелка 2 на рис. 4 а), и вторичного мартенсита М2, температура начала образования которого составляет 215 °С (стрелка 3 на рис. 4 а). В процессе выдержки при температуре 350 °С каких-либо измене-

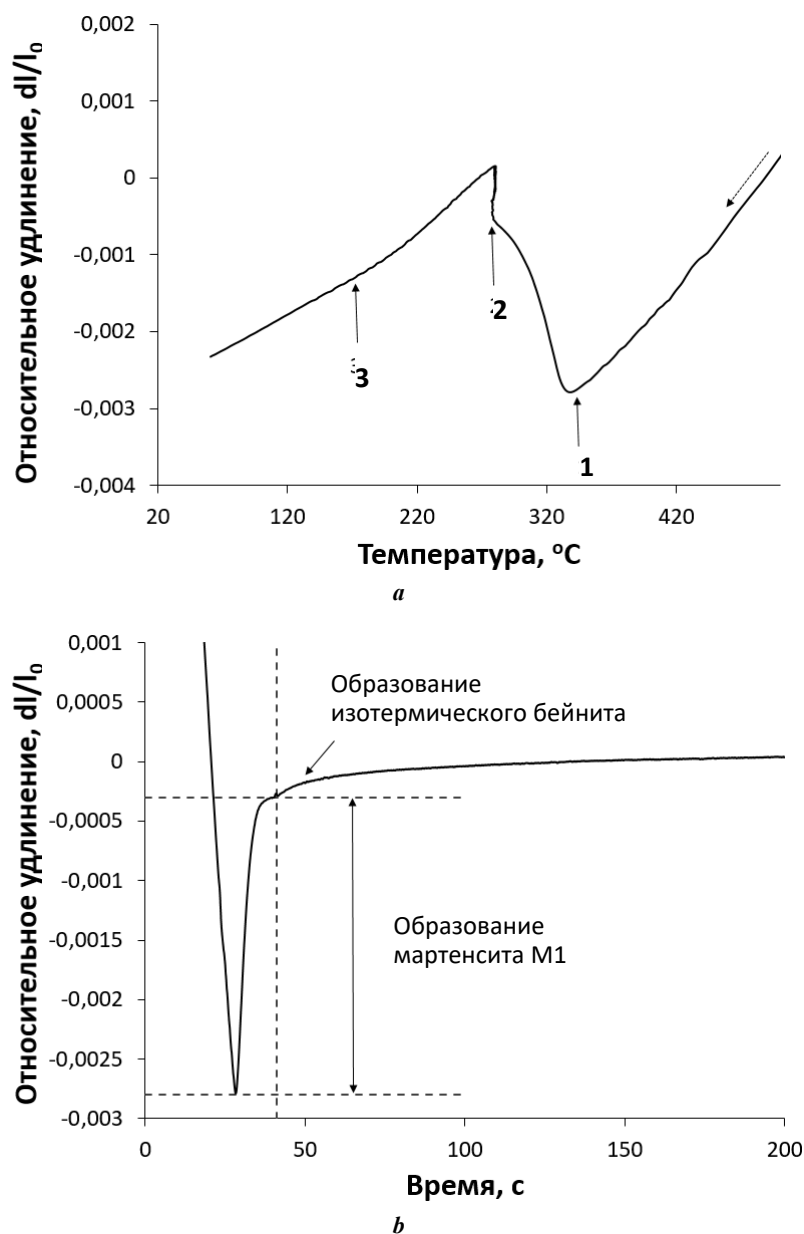
ний размеров образца не происходит (рис. 4 б), а при последующем охлаждении наблюдается лишь незначительное отклонение от линейной зависимости, связанное с образованием не более 3 % новой порции вторичного мартенсита М2 (стрелка 5 на рис. 4 а).

В результате расчетов были получены зависимости доли образующейся  $\alpha$ -фазы от температуры без учета остаточного аустенита (рис. 5). В частности, установлено, что при реализации одноступенчатой закалки QP1 в структуре стали формируется 73 % первичного мартенсита, 11 % бейнита и 16 % вторичного мартенсита (рис. 5 а), а при двухступенчатой закалке QP2 – 75 % первичного мартенсита, 16 % бейнита (суммарно на первой и второй ступенях обработки) и 9 % вторичного мартенсита (рис. 5 б).

После нормирования структурно-фазового состава исследуемой стали с учетом количества остаточного аустенита была построена диаграмма, приведенная на рис. 6.

Значения параметра решетки остаточного аустенита в структуре стали 20X2Г2СНМА после ступенчатой закалки и изотермической закалки при температуре 320 °С приведены на рис. 7. Наибольший параметр решетки аустенита наблюдается при одноступенчатой закалке с последующим отпуском (рис. 7 а). В стали 20X2Г2СНМА при температуре выдержки 320 °С количество остаточного аустенита в структуре повышается с увеличением продолжительности выдержки от 5 до 10 %, а параметр кристаллической решетки аустенита уменьшается от 3,6068 до 3,6037 Å.

Результаты металлографического исследования микроструктуры стали 20X2Г2СНМА приведены на рис. 8.



**Рис. 2.** Зависимость относительного удлинения образца стали 20Х2Г2СНМА от температуры (а) и времени (б) при реализации одноступенчатой закалки QP1.

1 – образование первичного мартенсита M1; 2 – изотермическая выдержка при 280 °С, 10 мин;  
3 – образование вторичного мартенсита M2

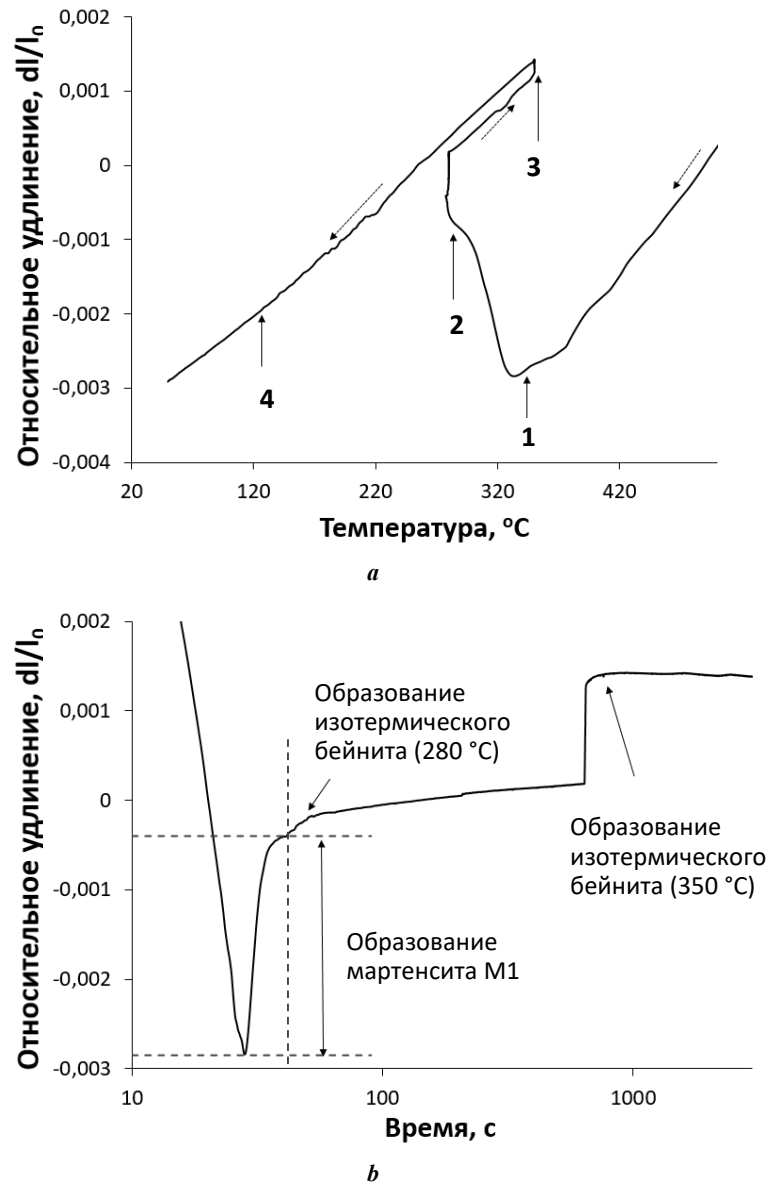
**Fig. 2.** The dependence of relative elongation of the 20Cr2Mn2SiNiMo steel sample on the temperature (a) and time (b) when implementing QP1 single-stage quenching. 1 – M1 primary martensite formation; 2 – isothermal holding at 280 °C; 3 – M2 secondary martensite formation

В случае одноступенчатой закалки QP1 и одноступенчатой закалки с отпуском QPT наблюдается выраженное окаймление пакетов первичного мартенсита и бейнита остаточным аустенитом (рис. 8 а, 8 б). Причем в случае одноступенчатой закалки с отпуском QPT (рис. 8 б) аустенитная окантовка пакетов  $\alpha$ -фазы более выражена, что свидетельствует о дополнительном оттоке углерода из мартенсита (первичного и вторичного) и бейнита в процессе отпуска. В случае двухступенчатой закалки подобных выраженных границ не выявлено, а области вторичного

мартенсита / остаточного аустенита имеют диффузное строение (рис. 8 с).

В таблице 2 приведены механические свойства исследуемой стали 20Х2Г2СНМА после ступенчатой закалки, а также после других режимов термической обработки, обеспечивающих близкий уровень прочности (изотермическая закалка в течение 2 ч при температуре 280 и 300 °С; закалка в масле и отпуск при температуре 200 и 300 °С).

На рис. 9 приведены сравнительные диаграммы механических свойств исследуемой стали после различных режимов термической обработки.



**Рис. 3.** Зависимость относительного удлинения образца стали 20Х2Г2СНМА от температуры (а) и времени (б) при реализации двухступенчатой закалки QP2.

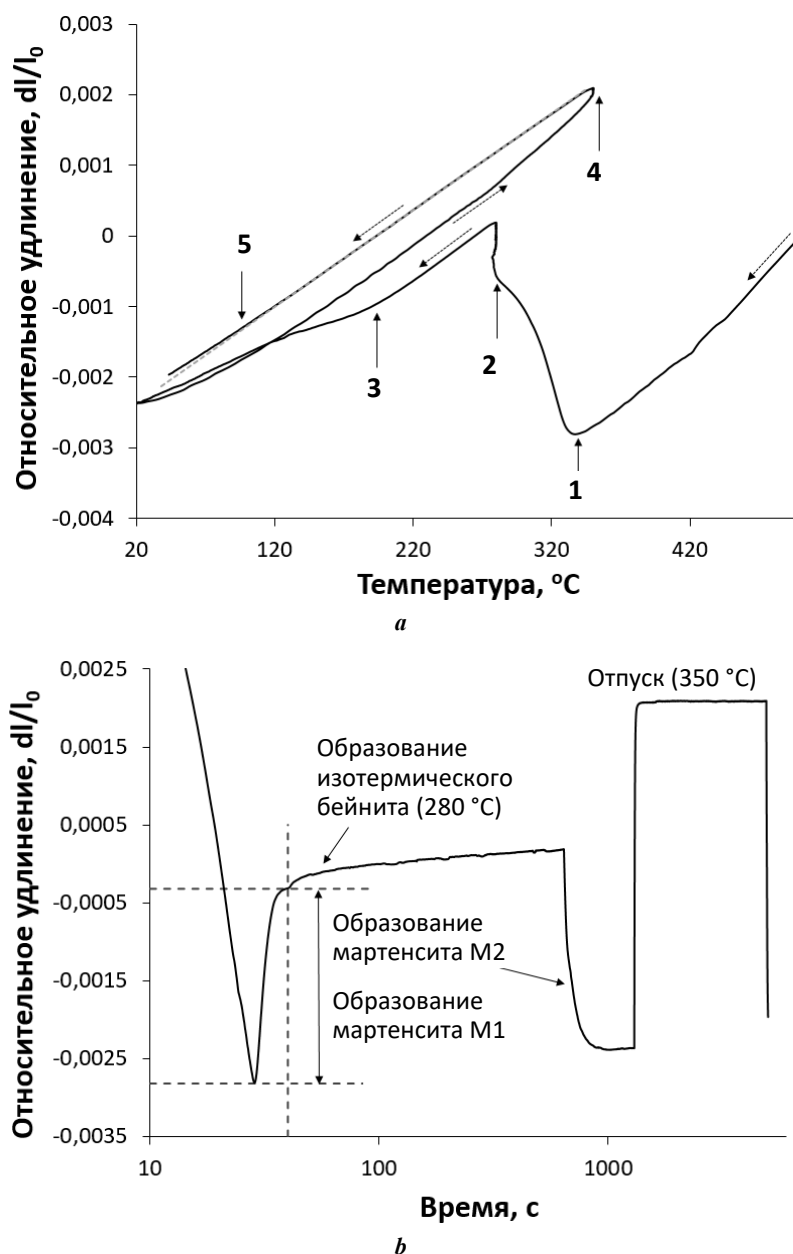
1 – образование первичного мартенсита M1; 2 – изотермическая выдержка при 280 °С, 10 мин; 3 – изотермическая выдержка при 350 °С, 60 мин; 4 – образование вторичного мартенсита M2  
**Fig. 3.** The dependence of relative elongation of the 20Cr2Mn2SiNiMo steel sample on the temperature (a) and time (b) when implementing QP2 two-stage quenching.

1 – M1 primary martensite formation; 2 – isothermal holding at 280 °C, 10 min; 3 – isothermal holding at 350 °C, 60 min; 4 – M2 secondary martensite formation

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В стали 20Cr2Mn2SiNiMo в ходе реализации одноступенчатой закалки QP1 понижение температуры мартенситного превращения после выдержки при температуре 280 °С (рис. 2 а) связано с обогащением непревращенного аустенита углеродом. Тем не менее наличие вторичного мартенситного превращения свидетельствует о недостаточном содержании углерода в аустените для смещения температуры M<sub>H</sub> ниже комнатной. Это является отклонением от одного из основных положений теории quenching – partitioning (полная стабилизация аустенита во время приостановки охлаждения).

В случае двухступенчатой закалки QP2 в процессе выдержки при 350 °С после приостановки образования бейнита наблюдается уменьшение размера образца на 2 % (рис. 3 б), что связано как с процессами отпуска α-фазы первичного мартенсита и бейнита, так и с диффузионным перераспределением углерода между α-фазой и аустенитом. При дальнейшем охлаждении от температуры второй ступени вторичное мартенситное превращение начинается при температуре ниже 140 °С (рис. 3 а). Это связано, во-первых, с меньшим (по сравнению с QP1) количеством непревращенного аустенита на момент начала охлаждения, поскольку при выдержке



**Рис. 4.** Зависимость относительного удлинения образца стали 20Х2Г2СНМА от температуры (а) и времени (б) при реализации одноступенчатой закалки с отпуском QPT.

1 – образование первичного мартенсита M1; 2 – изотермическая выдержка при 280 °С, 10 мин;  
3 – образование вторичного мартенсита M2; 4 – выдержка при отпуске, 350 °С, 60 мин;  
5 – образование вторичного мартенсита M2

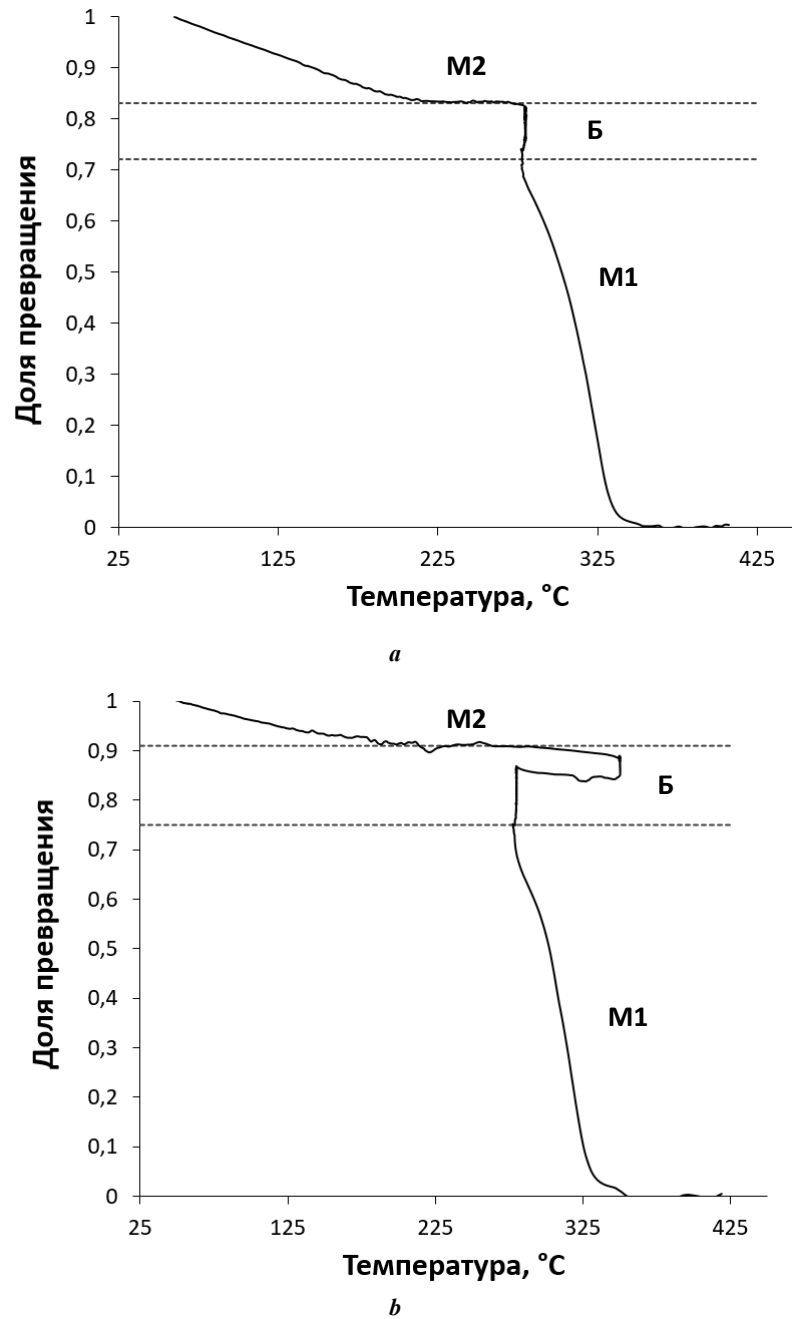
**Fig. 4.** The dependence of relative elongation of the 20Cr2Mn2SiNiMo steel sample on the temperature (a) and time (b) when implementing QPT single-stage quenching with tempering.

1 – M1 primary martensite formation; 2 – isothermal holding at 280 °C, 10 min; 3 – M2 secondary martensite formation; 4 – holding during tempering, 350 °C, 60 min; 5 – M2 secondary martensite formation

на второй ступени продолжается бейнитное превращение, во-вторых, с более эффективной стабилизацией остаточного аустенита. Как показал рентгеноструктурный фазовый анализ, после одноступенчатой закалки QP1 в исследуемой стали содержится порядка 6 % остаточного аустенита, а при реализации двухступенчатой закалки QP2 при комнатной температуре стабилизируется 14 % остаточного аустенита.

В случае одноступенчатой закалки со среднетемпературным отпуском QPT температура, при которой наблю-

дается образование вторичного мартенсита, составляет около 95 °C (рис. 4 а). Количество остаточного аустенита, стабилизированного в структуре исследуемой стали после ступенчатой закалки QPT, практически не отличается от результата, полученного при одноступенчатой закалке QP1, и составляет около 8 %. Таким образом, среднетемпературный отпуск после одноступенчатой закалки не приводит к заметному изменению количественного соотношения структурных составляющих. В процессе нагрева до температуры 350 °C dilatометрически фиксируется



**Рис. 5.** Зависимость доли превращения переохлажденного аустенита стали 20Х2Г2СНМА от температуры при реализации ступенчатой закалки (без учета остаточного аустенита):

*a* – QP1; *b* – QP2

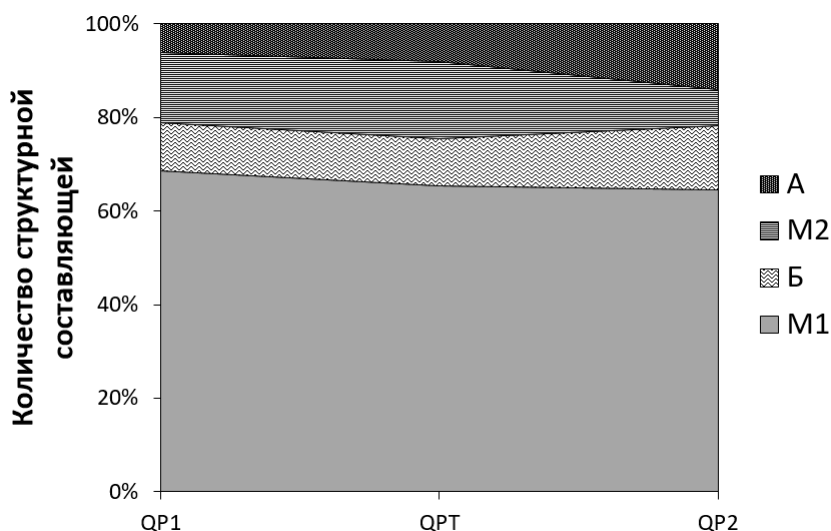
**Fig. 5.** The dependence of the fraction of transformation of supercooled 20Cr2Mn2SiNiMo steel austenite, on the temperature, during step quenching (without taking into account residual austenite):

*a* – QP1; *b* – QP2

нелинейная зависимость относительного удлинения от температуры, что свидетельствует о протекании процессов отпуски и релаксации напряжений.

При реализации одноступенчатой закалки с отпуском QPT состав микроструктуры практически не отличается от полученного в случае QP1. Двухступенчатая закалка приводит к увеличению содержания остаточного аустенита в структуре, в основном за счет сокращения количества вторичного мартенсита (рис. 6). При этом параметр решетки остаточного аустенита после двухступенчатой термической обработки QP2 меньше, чем после одноступен-

чатой обработки QP1 и QPT (рис. 7). Проведенные исследования стали 20Х2Г2СНМА показали, что для нее характерно уменьшение параметра кристаллической решетки остаточного аустенита при увеличении его содержания в структуре стали. Данное явление связано с тем, что при увеличении объемной доли обогащенного углеродом непревращенного аустенита, имеющегося в стали на момент окончания изотермической выдержки, концентрация углерода в нем выравнивается и усредняется, что сказывается на значении параметра кристаллической решетки. В случае одноступенчатой закалки QP1 температура



**Рис. 6.** Соотношение структурных составляющих стали 20X2Г2СНМА после реализации различных вариантов ступенчатой закалки.

*M1 – первичный мартенсит; B – бейнит; M2 – вторичный мартенсит; A – остаточный аустенит*

**Fig. 6.** The ratio of the 20Cr2Mn2SiNiMo steel structural components after the implementation of various options of step quenching.

*M1 – primary martensite; B – bainite; M2 – secondary martensite; A – residual austenite*

и продолжительность изотермической выдержки (280 °С, 10 мин) недостаточны для завершения бейнитного превращения и для диффузионного выравнивания концентрации углерода в непревращенном аустените. В результате этого аустенит в значительной степени обогащается углеродом только в объемах, непосредственно прилегающих к пакетам мартенсита и бейнита (что составило 6...8 % от всего объема металла), а в остальном объеме непревращенного аустенита концентрация углерода недостаточна для понижения температуры  $M_s$  ниже комнатной, вследствие чего охлаждение от температуры изотермической выдержки привело к образованию вторичного мартенсита M2 при температуре 215 °С и ниже.

В случае двухступенчатой закалки нагрев до температуры 350 °С обеспечил более полное протекание бейнитного превращения, за счет чего объем непревращенного аустенита был в большей степени раздроблен пакетами  $\alpha$ -фазы, что, наряду с повышенной температурой, способствовало более интенсивному протеканию диффузии атомов углерода от границ с  $\alpha$ -фазой вглубь объемов непревращенного аустенита. Вследствие этого вторичное мартенситное превращение при охлаждении протекало уже менее интенсивно и при более низкой температуре (140 °С) по сравнению с режимом QP1, а объем аустенита, обогащенный углеродом в достаточной степени для снижения температуры  $M_s$  ниже 20 °С, оказался существенно больше (14 %). Это подтверждается результатами металлографического исследования (рис. 8).

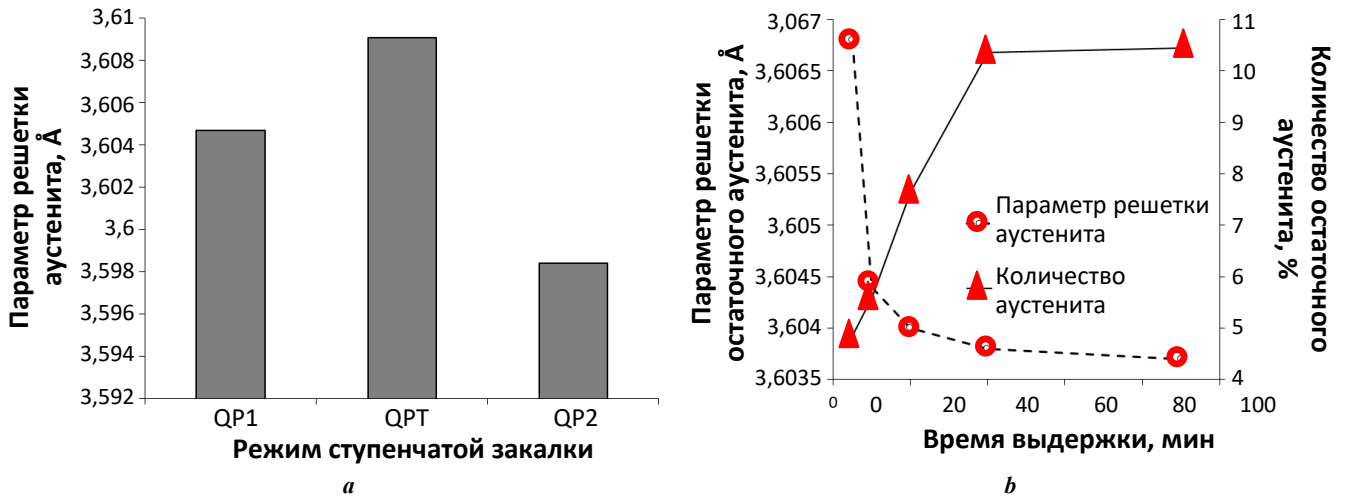
Двухступенчатая закалка QP2 обеспечивает максимальную разницу между условным пределом текучести и временным сопротивлением, а также достаточно высокое относительное удлинение, что обусловлено ТРИП-эффектом. С точки зрения широко используемого в зарубежной практике критерия PSE (произведение временного сопротивления и относительного удлине-

ния, МПа×% [16; 17]), применяемого в основном для автомобильных листовых сталей, наилучший результат для исследуемой стали 20X2Г2СНМА обеспечивает именно двухступенчатая закалка QP2 (PSE=22 490 МПа×%). Однако с точки зрения конструктивной надежности, требуемой для машиностроительных деталей, работающих в условиях знакопеременных нагрузок и износа, важными характеристиками являются также относительное сужение и ударная вязкость. В этом отношении уровень свойств, полученный в результате ступенчатой и изотермической закалки, значительно уступает свойствам, полученным после закалки и низкотемпературного отпуска.

Таким образом, в зависимости от назначения детали исследуемая сталь 20Cr2Mn2SiNiMo может обеспечить различное сочетание механических свойств (прочности, пластичности, ударной вязкости), а высокая устойчивость переохлажденного аустенита данной стали [18; 19] позволяет осуществлять режимы термической обработки с применением только конвективных охлаждающих сред.

Как видно, для достижения одновременно высокой прочности и пластичности сталь 20Cr2Mn2SiNiMo следует подвергать ступенчатой закалке по режиму QP2. Для достижения высокой ударной вязкости и относительного сужения рекомендуется проведение закалки и низкотемпературного отпуска при температуре не более 200 °С. При этом стоит отметить, что режим одноступенчатой закалки с отпуском QPT обеспечивает наименьшую ударную вязкость, а режим двухступенчатой закалки QP2 – наименьшее относительное сужение. Первое связано с проявлением отпускной хрупкости  $\alpha$ -фазы, второе – с превращением остаточного аустенита при деформации, сопровождающимся увеличением объема и формированием хрупкого высокоуглеродистого мартенсита.



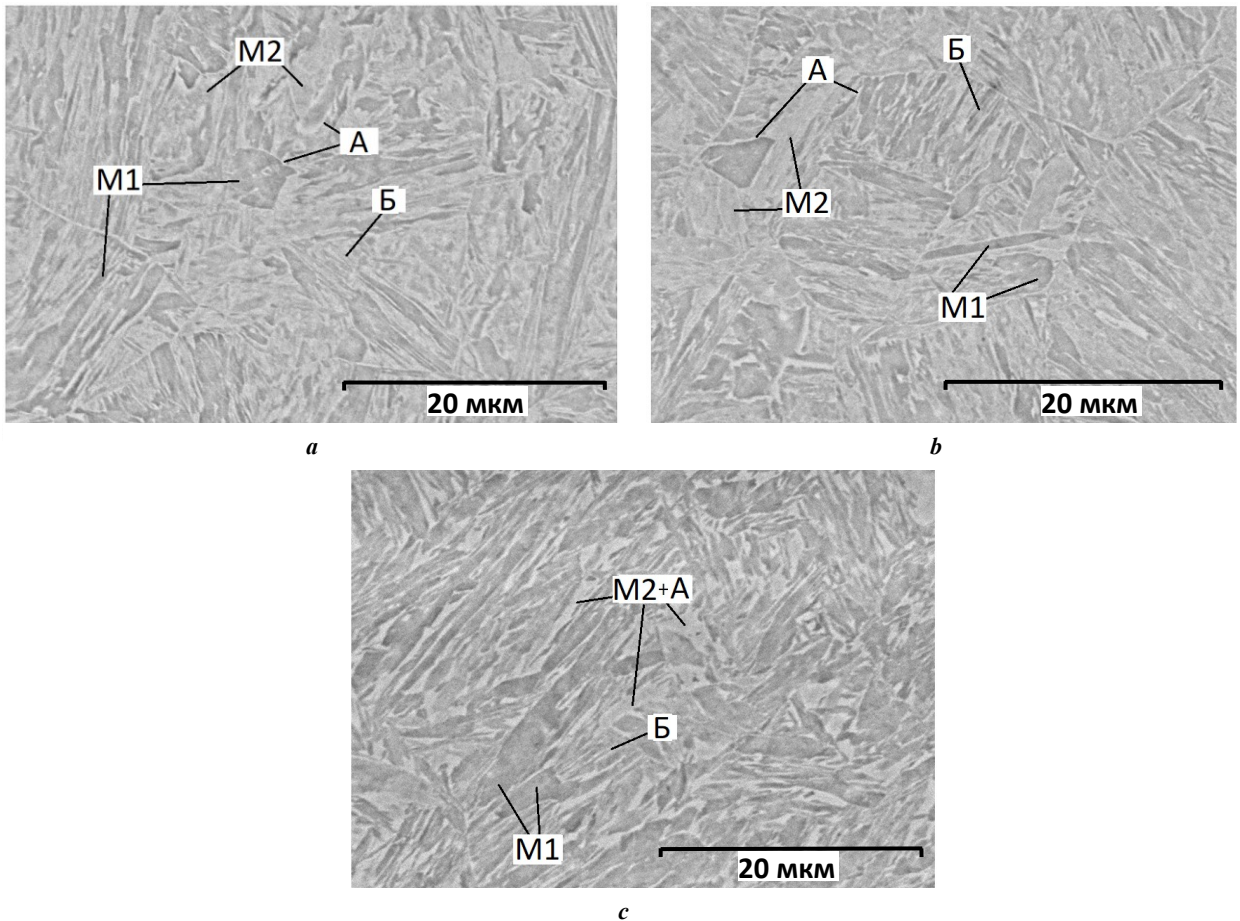


**Рис. 7.** Значения параметра решетки остаточного аустенита в структуре стали 20X2Г2СНМА после различных режимов термической обработки:

**a** – ступенчатая закалка; **b** – изотермическая закалка при 320 °С

**Fig. 7.** Values of the lattice parameter of residual austenite in the structure of 20Cr2Mn2SiNiMo steel after various heat treatment modes:

**a** – step quenching; **b** – isothermal quenching at 320 °С



**Рис. 8.** Микроструктура стали 20X2Г2СНМА после различных вариантов ступенчатой закалки (растровая электронная микроскопия): **a** – QP1; **b** – QPT; **c** – QP2.

M1 – первичный мартенсит; Б – бейнит; M2 – вторичный мартенсит; А – остаточный аустенит

**Fig. 8.** The microstructure of 20Cr2Mn2SiNiMo steel after various options of step quenching (scanning electron microscopy): **a** – QP1; **b** – QPT; **c** – QP2.

M1 – primary martensite; Б – bainite; M2 – secondary martensite; A – residual austenite

Таблица 2. Механические свойства стали 20Х2Г2СНМА после различных режимов термической обработки  
 Table 2. Mechanical properties of 20Cr2Mn2SiNiMo steel after various heat treatment modes

Технология	Режим	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV, МДж/м <sup>2</sup>	PSE, МПа×%
Ступенчатая закалка	QP1	1 292	1 558	12,3	52,1	0,68	19 157
	QPT	1 297	1 477	13,0	55,2	0,47	19 121
	QP2	945	1 551	14,5	39,9	0,70	22 490
Изотермическая закалка	280 °С, 2 ч	1 038	1 398	13,8	47,5	0,72	19 286
	300 °С, 2 ч	1 045	1 430	15,2	51,9	0,61	21 665
Закалка в масле и отпуск	200 °С, 3 ч	1 294	1 540	13,3	60,2	0,89	20 533
	300 °С, 3 ч	1 269	1 494	12,2	59,5	0,76	18 273

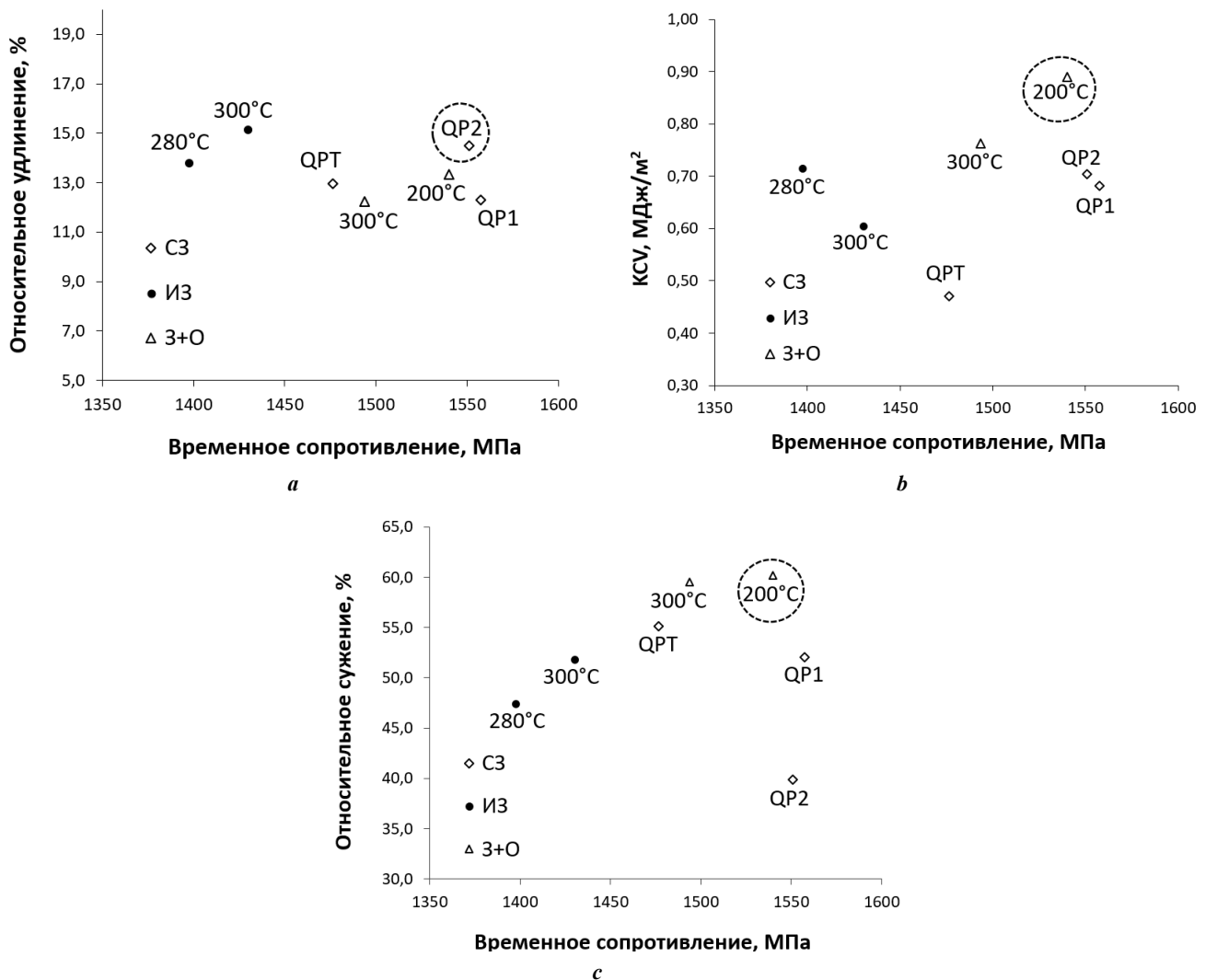


Рис. 9. Диаграммы механических свойств стали 20Х2Г2СНМА после различных вариантов термической обработки. СЗ – ступенчатая закалка; ИЗ – изотермическая закалка; З+О – закалка и отпуск; параметры режимов термообработки указаны возле соответствующих маркеров

Fig. 9. Diagrams of the mechanical properties of 20Cr2Mn2SiNiMo steel after various heat treatment options. C3 – step quenching; I3 – isothermal quenching; 3+O – quenching and tempering; parameters of heat treatment modes are indicated next to the corresponding markers

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Проведено dilatометрическое исследование превращений переохлажденного аустенита в стали 20Cr2Mn2SiNiMo при реализации ступенчатой закалки по разным режимам: одноступенчатая закалка QP1, одноступенчатая закалка с отпуском QPT, двухступенчатая закалка QP2. Установлено, что в процессе ступенчатой закалки в стали формируются следующие структурные составляющие: первичный мартенсит при температуре ниже 345 °С, изотермический бейнит при температуре 280 и 350 °С, вторичный мартенсит при температуре ниже 215 °С (для QP1, QPT) и 140 °С (QP2).

2. Показано, что двухступенчатая закалка QP2 способствует стабилизации в структуре стали при комнатной температуре 14 % остаточного аустенита и обеспечивает меньшее количество вторичного мартенсита. При этом содержание углерода в остаточном аустените, характеризуемое параметром кристаллической решетки, после двухступенчатой закалки меньше, чем после одноступенчатой закалки.

3. На основании данных dilatометрического и рентгеноструктурного анализа установлен структурно-фазовый состав исследуемой стали после реализации ступенчатой закалки по разным режимам: 65...70 % первичного мартенсита; 10...14 % бейнита; 8...16 % вторичного мартенсита; 6...14 % остаточного аустенита.

4. Определены механические свойства исследуемой стали после различных вариантов ступенчатой закалки. Двухступенчатая закалка QP2 обеспечивает сочетание высокой прочности (1550 МПа) и относительного удлинения (14,5 %), однако относительное сужение оказывается минимальным (40 %). Одноступенчатая закалка с отпуском приводит к значительному снижению ударной вязкости ( $KCV$  0,47 МДж/м<sup>2</sup>), что обусловлено проявлением отпускной хрупкости.

5. Показано, что с точки зрения конструктивной надежности машиностроительных деталей ступенчатая закалка не является оптимальным режимом термической обработки исследуемой стали. Наилучшее сочетание прочности (1540 МПа), пластичности (относительное удлинение 13 %, относительное сужение 60 %) и ударной вязкости ( $KCV$  0,89 МДж/м<sup>2</sup>) достигается после закалки и низкотемпературного отпуска.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Speer J.G. Phase transformations in quenched and partitioned steels // *Phase transformations in steels. Diffusionless Transformations, High Strength Steels, Modelling and Advanced Analytical Techniques*. Vol. 2. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2012. P. 247–270. DOI: [10.1533/9780857096111.2.247](https://doi.org/10.1533/9780857096111.2.247).
2. Liu Xingyu, Han Ying, Wei Junhu, Zu Guoqing, Zhao Yu, Zhu Weiwei, Ran Xu. Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of a low carbon bainitic steel treated by quenching-partitioning-tempering (QPT) process // *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. Vol. 23. P. 911–918. DOI: [10.1016/j.jmrt.2023.01.061](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.01.061).
3. Zahrani M.M., Ketabchi M., Ranjbarnodeh E. Microstructure development and mechanical properties of a C–Mn–Si–Al–Cr cold rolled steel subjected to quenching and partitioning treatment // *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. Vol. 22. P. 2806–2818. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.12.130](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.130).
4. Xu Wen-hua, Li Yang, Xiao Gui-yong, Gu Guo-chao, Lu Yu-peng. Effects of quenching and partitioning on microstructure and properties of high-silicon and high-aluminum medium carbon alloy steels // *Materials Today: Communications*. 2023. Vol. 34. Article number 105031. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2022.105031](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.105031).
5. Tian Yu, Tan Zhunli, Wang Jiong, Zhang Min. Realization of quenching & dynamic partitioning on large-size parts // *Materials and Manufacturing Processes*. 2022. Vol. 37. № 13. P. 1490–1499. DOI: [10.1080/10426914.2021.2016815](https://doi.org/10.1080/10426914.2021.2016815).
6. Samanta S., Das S., Chakrabarti D., Samajdar I., Singh S.B., Haldar A. Development of multiphase microstructure with bainite, martensite, and retained austenite in a Co-containing steel through quenching and partitioning (Q&P) treatment // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013. Vol. 44. P. 5653–5664. DOI: [10.1007/s11661-013-1929-y](https://doi.org/10.1007/s11661-013-1929-y).
7. Kumar S., Singh S.B. Evolution of microstructure during the “quenching and partitioning (Q&P)” treatment // *Materialia*. 2021. Vol. 18. Article number 101135. DOI: [10.1016/j.mtla.2021.101135](https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101135).
8. Zambrano O.A. A Review on the Effect of Impact Toughness and Fracture Toughness on Impact-Abrasion Wear // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021. Vol. 30. P. 7101–7116. DOI: [10.1007/s11665-021-05960-5](https://doi.org/10.1007/s11665-021-05960-5).
9. Chinth A.R., Valtonen K., Kuokkala V.-T., Kundu S., Peet M.J., Bhadeshia H.K.D.H. Role of fracture toughness in impact-abrasion wear // *Wear*. 2019. Vol. 428–429. P. 430–437. DOI: [10.1016/j.wear.2019.03.028](https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.028).
10. Pang J.C., Li S.X., Wang Z.G., Zhang Z.F. Relations between fatigue strength and other mechanical properties of metallic materials // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 2014. Vol. 37. № 9. P. 958–976. DOI: [10.1111/ffe.12158](https://doi.org/10.1111/ffe.12158).
11. Fleck N.A., Kang K.J., Ashby M.F. Overview no. 112: The cyclic properties of engineering materials // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1994. Vol. 42. № 2. P. 365–381. DOI: [10.1016/0956-7151\(94\)90493-6](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)90493-6).
12. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A. Thermal Stabilization of Austenite During Quenching and Partitioning of Austenite for Automotive Steels // *Metallurgist*. 2018. Vol. 62. P. 337–347. DOI: [10.1007/s11015-018-0666-2](https://doi.org/10.1007/s11015-018-0666-2).
13. Speer J.G., De Moor E., Clarke A.J. Critical Assessment 7: Quenching and partitioning // *Materials Science and Technology*. 2015. Vol. 31. № 1. P. 3–9. DOI: [10.1179/1743284714Y.0000000628](https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000628).
14. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Yudin Yu.V., Kuklina A.A. Transformations of supercooled austenite in a promising high-strength steel grade under continuous cooling conditions // *Metal Science and Heat Treatment*. 2017. Vol. 59. P. 486–490. DOI: [10.1007/s11041-017-0176-z](https://doi.org/10.1007/s11041-017-0176-z).
15. Kop T.A., Sietsma J., Van Der Zwaag S. Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels // *Journal of Materials Science*. 2001. Vol. 36. P. 519–526. DOI: [10.1023/A:1004805402404](https://doi.org/10.1023/A:1004805402404).
16. Huang Fei, Chen Qiwei, Ding Hanlin, Wang Yongqiang, Mou Xiuting, Chen Jian. Automotive Steel with a High Product of Strength and Elongation used for Cold and Hot Forming Simultaneously // *Materials*. 2021. Vol. 14. № 5. Article number 1121. DOI: [10.3390/ma14051121](https://doi.org/10.3390/ma14051121).

17. Yang Feng, Zhou Jian, Han Yun, Liu Peng, Luo Haiwen, Dong Han. A novel cold-rolled medium Mn steel with an ultra-high product of tensile strength and elongation // *Materials Letters*. 2020. Vol. 258. Article number 126804. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.126804](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126804).
  18. Maisuradze M.V., Yudin Yu.V., Kuklina A.A. Formation of Microstructure in Advanced Low-Carbon Steel of Martensitic Class Under Heat Treatment // *Metal Science and Heat Treatment*. 2021. Vol. 62. P. 550–556. DOI: [10.1007/s11041-021-00601-z](https://doi.org/10.1007/s11041-021-00601-z).
  19. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Lebedev D.I. Microstructure and mechanical properties of martensitic high-strength engineering steel // *Metallurgist*. 2020. Vol. 64. P. 640–651. DOI: [10.1007/s11015-020-01040-6](https://doi.org/10.1007/s11015-020-01040-6).
- REFERENCES**
1. Speer J.G. Phase transformations in quenched and partitioned steels. *Phase transformations in steels. Diffusionless Transformations, High Strength Steels, Modelling and Advanced Analytical Techniques*. Cambridge, Woodhead Publishing Limited, 2012. Vol. 2, pp. 247–270. DOI: [10.1533/9780857096111.2.247](https://doi.org/10.1533/9780857096111.2.247).
  2. Liu Xingyu, Han Ying, Wei Junhu, Zu Guoqing, Zhao Yu, Zhu Weiwei, Ran Xu. Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of a low carbon bainitic steel treated by quenching-partitioning-tempering (QPT) process. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 23, pp. 911–918. DOI: [10.1016/j.jmrt.2023.01.061](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.01.061).
  3. Zahrani M.M., Ketabchi M., Ranjbarnodeh E. Microstructure development and mechanical properties of a C–Mn–Si–Al–Cr cold rolled steel subjected to quenching and partitioning treatment. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 22, pp. 2806–2818. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.12.130](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.130).
  4. Xu Wen-hua, Li Yang, Xiao Gui-yong, Gu Guo-chao, Lu Yu-peng. Effects of quenching and partitioning on microstructure and properties of high-silicon and high-aluminum medium carbon alloy steels. *Materials Today: Communications*, 2023, vol. 34, article number 105031. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2022.105031](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.105031).
  5. Tian Yu, Tan Zhunli, Wang Jiong, Zhang Min. Realization of quenching & dynamic partitioning on large-size parts. *Materials and Manufacturing Processes*, 2022, vol. 37, no. 13, pp. 1490–1499. DOI: [10.1080/10426914.2021.2016815](https://doi.org/10.1080/10426914.2021.2016815).
  6. Samanta S., Das S., Chakrabarti D., Samajdar I., Singh S.B., Haldar A. Development of multiphase microstructure with bainite, martensite, and retained austenite in a Co-containing steel through quenching and partitioning (Q&P) treatment. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol. 44, pp. 5653–5664. DOI: [10.1007/s11661-013-1929-y](https://doi.org/10.1007/s11661-013-1929-y).
  7. Kumar S., Singh S.B. Evolution of microstructure during the “quenching and partitioning (Q&P)” treatment. *Materialia*, 2021, vol. 18, article number 101135. DOI: [10.1016/j.mtla.2021.101135](https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101135).
  8. Zambrano O.A. A Review on the Effect of Impact Toughness and Fracture Toughness on Impact-Abrasion Wear. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30, pp. 7101–7116. DOI: [10.1007/s11665-021-05960-5](https://doi.org/10.1007/s11665-021-05960-5).
  9. Chinth A.R., Valtonen K., Kuokkala V.-T., Kundu S., Peet M.J., Bhadeshia H.K.D.H. Role of fracture toughness in impact-abrasion wear. *Wear*, 2019, vol. 428–429, pp. 430–437. DOI: [10.1016/j.wear.2019.03.028](https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.028).
  10. Pang J.C., Li S.X., Wang Z.G., Zhang Z.F. Relations between fatigue strength and other mechanical properties of metallic materials. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2014, vol. 37, no. 9, pp. 958–976. DOI: [10.1111/ffe.12158](https://doi.org/10.1111/ffe.12158).
  11. Fleck N.A., Kang K.J., Ashby M.F. Overview no. 112: The cyclic properties of engineering materials. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol. 42, no. 2, pp. 365–381. DOI: [10.1016/0956-7151\(94\)90493-6](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)90493-6).
  12. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A. Thermal Stabilization of Austenite During Quenching and Partitioning of Austenite for Automotive Steels. *Metallurgist*, 2018, vol. 62, pp. 337–347. DOI: [10.1007/s11015-018-0666-2](https://doi.org/10.1007/s11015-018-0666-2).
  13. Speer J.G., De Moor E., Clarke A.J. Critical Assessment 7: Quenching and partitioning. *Materials Science and Technology*, 2015, vol. 31, no. 1, pp. 3–9. DOI: [10.1179/1743284714Y.0000000628](https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000628).
  14. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Yudin Yu.V., Kuklina A.A. Transformations of supercooled austenite in a promising high-strength steel grade under continuous cooling conditions. *Metal Science and Heat Treatment*, 2017, vol. 59, pp. 486–490. DOI: [10.1007/s11041-017-0176-z](https://doi.org/10.1007/s11041-017-0176-z).
  15. Kop T.A., Sietsma J., Van Der Zwaag S. Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels. *Journal of Materials Science*, 2001, vol. 36, pp. 519–526. DOI: [10.1023/A:1004805402404](https://doi.org/10.1023/A:1004805402404).
  16. Huang Fei, Chen Qiwei, Ding Hanlin, Wang Yongqiang, Mou Xiuting, Chen Jian. Automotive Steel with a High Product of Strength and Elongation used for Cold and Hot Forming Simultaneously. *Materials*, 2021, vol. 14, no. 5, article number 1121. DOI: [10.3390/ma14051121](https://doi.org/10.3390/ma14051121).
  17. Yang Feng, Zhou Jian, Han Yun, Liu Peng, Luo Haiwen, Dong Han. A novel cold-rolled medium Mn steel with an ultra-high product of tensile strength and elongation. *Materials Letters*, 2020, vol. 258, article number 126804. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.126804](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126804).
  18. Maisuradze M.V., Yudin Yu.V., Kuklina A.A. Formation of Microstructure in Advanced Low-Carbon Steel of Martensitic Class Under Heat Treatment. *Metal Science and Heat Treatment*, 2021, vol. 62, pp. 550–556. DOI: [10.1007/s11041-021-00601-z](https://doi.org/10.1007/s11041-021-00601-z).
  19. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Lebedev D.I. Microstructure and mechanical properties of martensitic high-strength engineering steel. *Metallurgist*, 2020, vol. 64, pp. 640–651. DOI: [10.1007/s11015-020-01040-6](https://doi.org/10.1007/s11015-020-01040-6).

## The study of transformations of supercooled austenite during step quenching of 20Cr2Mn2SiNiMo steel

© 2024

*Mikhail V. Maisuradze*<sup>1,3</sup>, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Heat Treatment and Physics of Metals”

*Aleksandra A. Kuklina*<sup>\*1,2,4</sup>, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Physics”,

Head of Scientific-Research and Testing Laboratory of Geocryology, Soil Physics and Materials, engineer of Laboratory of Structural Methods of Analysis and Properties of Materials and Nanomaterials

*Vera V. Nazarova*<sup>1</sup>, postgraduate student of Chair “Heat Treatment and Physics of Metals”

<sup>1</sup>Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)

<sup>2</sup>Ural State Mining University, Yekaterinburg (Russia)

\*E-mail: kuklina@m.ursmu.ru,  
Kuklina.aleksandra@rambler.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2850-2988>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3779-3254>

Received 26.06.2023

Accepted 26.01.2024

**Abstract:** Currently, step quenching of steels in the temperature range of martensitic transformation, including quenching – partitioning, has found wide application in the automotive industry. Step quenching technology is successfully used to increase a set of properties, which most often include temporary tensile strength and relative elongation. The authors carried out a dilatometric study of the supercooled austenite transformations occurring in the 20Cr2Mn2SiNiMo steel, when implementing various options of step quenching with holding in the martensitic region. It was found that after single-stage quenching, single-stage quenching followed by tempering, and two-stage quenching, primary martensite, isothermal bainite, and secondary martensite are formed in various quantitative ratios. Using X-ray diffraction phase analysis, the amount of residual austenite was determined during step quenching. It has been shown that two-stage quenching makes it possible to stabilise up to 14 % of residual austenite, in the structure of the studied steel, at room temperature. Research has revealed that 20Cr2Mn2SiNiMo steel is characterised by a decrease in the crystal lattice parameter of the residual austenite, with an increase in its content in the steel structure. Uniaxial tensile and impact bending tests were carried out, and the values of the mechanical properties were determined. It has been found that during two-stage quenching, higher strength and elongation values, with lower values of relative contraction and impact strength are achieved compared to oil quenching and low-temperature tempering. The study showed that, with regard to the structural reliability of machine-building parts, step quenching is not the optimal heat treatment mode for the steel under study. The best combination of strength, ductility and impact hardness is achieved after quenching and low-temperature tempering.

**Keywords:** supercooled austenite transformations; step quenching; 20Cr2Mn2SiNiMo steel; 20Cr2Mn2SiNiMo; quenching – partitioning; isothermal quenching; quenching and tempering; residual austenite; primary martensite; isothermal bainite; secondary martensite.

**Acknowledgments:** The study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 22-29-00106, [https://grant.rscf.ru/prjcard\\_int?22-29-00106](https://grant.rscf.ru/prjcard_int?22-29-00106).

The paper was written on the reports of the participants of the XI International School of Physical Materials Science (SPM-2023), Togliatti, September 11–15, 2023.

**For citation:** Maisuradze M.V., Kuklina A.A., Nazarova V.V. The study of transformations of supercooled austenite during step quenching of 20Cr2Mn2SiNiMo steel. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 2, pp. 53–65. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-2-68-5.