



Обработка металлов

(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov






Межкритическая закалка низкоуглеродистой стали с получением дисперсной многофазной структуры



Дмитрий Панов^{1, a, *}, Татьяна Барсукова^{1, b}, Александр Смирнов^{2, c},
Евгения Орлова^{1, d}, Юрий Симонов^{1, e}

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Комсомольский проспект, д. 29, г. Пермь, 614990, Россия

² Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

^a  <http://orcid.org/0000-0002-8971-1268>,  panovdmitriy85@gmail.com, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-6251-2672>,  tanok4444@yandex.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0003-3746-8793>,  micros20t@mail.ru, ^d  <http://orcid.org/0000-0002-7429-9645>,  77zhnya77@mail.ru,

^e  <http://orcid.org/0000-0003-0037-1146>,  simonov@pstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.15.017.16-194

История статьи:

Поступила: 20 сентября 2017

Рецензирование: 4 октября 2017

Принята к печати: 24 октября 2017

Доступно онлайн: 15 декабря 2017

Ключевые слова:

Низкоуглеродистая сталь

Межкритический интервал

температур

Закалка

Дилатометрия

Фазовые превращения

Благодарности:

Авторы выражают благодарность Роману Андреевичу Вагину за участие в проведении эксперимента. ПЭМ-исследования выполнены в ЦКП ССМ НГТУ.

Финансирование:

Работы выполнены по проекту № 11.8213.2017/8.9 в рамках базовой части государственного задания вузам в сфере научной деятельности при финансировании Минобрнауки России.

АННОТАЦИЯ

Введение. Перспективная сталь 10Х3ГЗМФС ($C = 0,1$; $Mn = 2,51$; $Cr = 2,75$; $Mo = 0,40$; $V = 0,12$; $Si = 1,25$), разработанная для нефтедобывающего машиностроения, обладает хорошей технологичностью и прочностными характеристиками, однако уровень ударной вязкости после традиционных режимов термической обработки находится на достаточно низком уровне. Статья посвящена исследованию возможностей формирования метастабильных структурных состояний при межкритической закалке стали 10Х3ГЗМФС для повышения уровня ударной вязкости при сохранении прочностных характеристик. Предметом исследования являются процессы структурообразования в исследуемой стали при нагреве в межкритический интервал температур с последующей закалкой. **Целью** данной работы служит изучение возможностей управления структурой и свойствами стали 10Х3ГЗМФС с использованием изотермической аустенитизации в МКИТ с получением дисперсной структуры. **Методы.** При исследованиях использовали дилатометрический анализ с применением закалочного дилатометра Linseis R.I.T.A. L78, металлографический анализ с использованием светового инвертированного микроскопа OLYMPUS GX 51 и электронно-микроскопический с применением просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai 20 G2 TWIN. Испытания на одноосное растяжение проводили с использованием универсальной гидравлической системы для статических испытаний INSTRON-SATEC 300 LX, ударную вязкость определяли на маятниковом копре KM-30 с последующим фрактографическим анализом на световом микроскопе Olympus SZX-16 и растровом электронном микроскопе Hitachi S-3400N. **Результаты и обсуждения.** По результатам исследования процесса непрерывного нагрева исследуемой стали построена термокинетическая диаграмма образования аустенита с обозначением критических точек A_{C1} и A_{C3} . Установлено, что с увеличением скорости нагрева происходит снижение критической температуры A_{C1} и повышение A_{C3} . Исследование процесса изотермической аустенитизации показало, что при температуре 710 °C образуется 27 % γ -фазы, при 750 °C – 59 % γ -фазы, при 800 °C – 76 % γ -фазы, а в процессе выдержки при 860 °C происходит полная аустенитизация с получением 100 % γ -фазы. Обнаружено, что при увеличении температуры изотермической выдержки доля атермического аустенита возрастает, а изотермического – снижается. Построена изотермическая диаграмма образования аустенита исходно закаленной стали 10Х3ГЗМФС. Изучение процесса структурообразования стали 10Х3ГЗМФС выявило, что в процессе аустенитизации при 715 °C развивается первая стадия образования аустенита по границам бывших аустенитных зерен и мартенситных пакетов. Увеличение температуры аустенитизации до 750 °C приводит к развитию второй стадии аустенитизации по границам мартенситных реек. При температуре 800 °C вторая стадия получает дальнейшее развитие, что после закалки приводит к формированию мартенситного каркаса по межреечным границам исходной α -фазы. Данные прослойки исходной α -фазы фрагментированы дислокационными границами и упрочнены небольшим количеством карбидных частиц. В мартенситном каркасе присутствуют тонкие прослойки остаточного аустенита. Встречаются свежезакаленные области полидрической формы, которые сформировались на границах зерен исходного аустенита или границах исходных пакетов. Увеличение температуры нагрева до 860 °C вызывает завершение процесса $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в процессе выдержки, что при охлаждении в результате закалки приводит к получению структуры пакетного мартенсита, в котором встречаются двойники. По результатам испытания

*Адрес для переписки

Панов Дмитрий Олегович, к.т.н., с.н.с.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Комсомольский проспект, 29, 614990, г. Пермь, Россия

Тел: 8(342)2-198-149, e-mail: panovdmitriy85@gmail.com



характеристик прочности и пластичности установлено, что закалка из МКИТ начиная с температуры 800 °С приводит к небольшому снижению временного сопротивления (на 8 %), однако предел текучести практически не уменьшается. Относительное удлинение остается на уровне исходно закаленной стали, а относительное сужение заметно увеличивается (с 54 до 60 %). Существенно, более чем на 70 %, возрастает уровень ударной вязкости КСТ исследуемой стали (до 0,76 МДж/м²). По данным микрофрактографического анализа образцы после динамических испытаний разрушаются по вязкому механизму. Полученный режим термической обработки позволяет повысить уровень ударной вязкости исследуемой стали без потери в прочности изделий любых габаритных размеров для нефтедобывающего машиностроения.

Для цитирования: Межкритическая закалка низкоуглеродистой стали с получением дисперсной многофазной структуры / Д.О. Панов, Т.Ю. Барсукова, А.И. Смирнов, Е.Н. Орлова, Ю.Н. Симонов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 4 (77). – С. 6–18. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-6-18.

Введение

Образование аустенита в межкритическом интервале температур (МКИТ) сложное явление, зависящее от множества факторов, таких как химический состав и исходное структурное состояние стали, а также скорость и температура нагрева, время выдержки [1–5]. В зависимости от совокупности реализованных факторов включаются различные процессы в стали, которые определяют морфологию зародышей аустенита и структуру матричной α -фазы, что вызывает формирование аустенита на элементах структуры и субструктуры по различным механизмам [6–11]. В работах [3, 7, 12–19], посвященных изучению возможностей управления структурой стали в межкритическом интервале, не наблюдается единого мнения исследователей по поводу использования стадийности этого процесса для окончательного структурообразования стали с получением заданных механических характеристик.

Перспективная сталь 10Х3Г3МФС [20], разработанная для нефтедобывающего машиностроения, обладает хорошей технологичностью, в том числе высокой прокаливаемостью и технологической пластичностью, а также высокими прочностными характеристиками. Однако уровень ударной вязкости этой стали после традиционных режимов термической обработки находится на достаточно низком уровне.

Межкритическая закалка с аустенитизацией в межкритическом интервале температур может привести к повышению уровня ударной вязкости за счет существенного диспергирования структуры стали при реализации нескольких одновременно протекающих процессов [6, 21, 22]: полигонизация исходной мартенситной α -фазы; фрагментирование при мартенситном превращении тонких пластин аустенита, сформированных

при нагреве и выдержке в МКИТ; стабилизация аустенита при охлаждении за счет дисперсности и обогащения γ -стабилизаторами, в том числе углеродом. Понимание закономерностей перечисленных процессов структурообразования позволит управлять этими явлениями для получения высокого комплекса механических свойств низкоуглеродистой стали.

Предметом исследования являются процессы структурообразования в стали 10Х3Г3МФС при нагреве в межкритический интервал температур с последующей закалкой.

Целью данной работы является изучение возможностей управления структурой и свойствами стали 10Х3Г3МФС с использованием изотермической аустенитизации в МКИТ с получением дисперсной структуры.

Материалы и методики исследования

В качестве материала выбрана сталь 10Х3Г3МФС [20] следующего химического состава (% масс.): C = 0,1; Si = 1,25; Mn = 2,51; Cr = 2,75; V = 0,12; Mo = 0,40; S = 0,008; P = 0,019.

Сталь 10Х3Г3МФС исследовали в исходно закаленном состоянии, которое получили в результате охлаждения на воздухе от температуры окончания горячейковки 950 °С, так как эта сталь обладает высокой устойчивостью переохлажденного аустенита.

Дилатометрические исследования проводили на закалочном дилатометре Linseis R.I.T.A. L78 в среде газообразного гелия высокой чистоты марки 6.0 (по ТУ 0271-001-45905715-02, чистота 99,9999 %). Непрерывный нагрев осуществляли со скоростями 90, 20, 1,5, 0,6 и 0,15 °С/с до температуры 1000 °С. Нагрев до температуры изотермической аустенитизации проводили со скоростью 1,5 °С/с, далее выдерживали при температурах 715, 750, 800 или 860 °С в течение 9 ч.

В качестве объекта исследования были использованы цилиндрические образцы диаметром 3 мм и длиной 10 мм, к которым методом электроконтактной сварки приваривали концы предварительно откалиброванной термопары К-типа (Ni–NiCr), что позволило непосредственно во время измерения фиксировать температуру образца.

Микроструктурные исследования проводили на микрошлифах образцов после дилатометрических исследований на световом инвертированном микроскопе OLYMPUS GX 51 при увеличениях до 1000 крат. Травление микрошлифов осуществляли 4%-м раствором пикриновой кислоты в спирте.

Образцы для механических и электронно-микроскопических исследований были обработаны по режиму нагрева посадкой в горячую печь (скорость нагрева порядка 1,5 °C/c) до температур 800 или 860 °C с выдержкой 2 ч и последующей закалкой на воздухе. Испытания на одноосное растяжение осуществляли на универсальной гидравлической системе для статических испытаний INSTRON-SATEC 300 LX. Расчет характеристик прочности и пластичности проводили на образцах типа III № 7 в соответствии с ГОСТ 1497–84. Испытания на ударную вязкость выполняли на маятниковом копре КМ-30 на образцах типа 17 в соответствии с ГОСТ 9454–78.

Макрофрактографический анализ осуществляли с использованием светового микроскопа OLYMPUS SZX-16. Микрофрактографический анализ проводили с применением сканирующего электронного микроскопа Hitachi S-3400N на образцах после испытаний на ударную вязкость в областях, где разрушение проходило в условиях реализации плоскодеформированного состояния – плоская часть излома.

Электронно-микроскопические исследования производили на тонких фольгах с использованием просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai 20 G2 TWIN при ускоряющем напряжении 200 кВ. Фольги для исследований готовили стандартными методиками электрополирования.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Дилатометрические исследования непрерывного нагрева исходно закаленной стали 10Х3Г3МФС выполняли со скоростями

0,15...90 °C/c до полной аустенитизации, т. е. выше температуры A_{C3} . Температуру начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (A_{C1}) определяли по моменту одновременного возникновения дилатометрического и термического эффекта в соответствии с методикой [23]. Дилатометрический эффект вызван образованием более компактной кристаллической решеткой при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении, что приводит к уменьшению объема исследуемого образца, а термический эффект обусловлен поглощением тепла в процессе превращения и фиксируется по моменту возникновения разницы между задаваемой и реальной температурой образца (рис. 1). Температуру окончания образования аустенита (A_{C3}) определяли по точке отрыва касательной к участку линейного термического расширения аустенита при нагреве после $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

По результатам исследования положения критических точек при различных скоростях нагрева построена термокинетическая диаграмма образования аустенита с обозначением критических точек A_{C1} и A_{C3} (рис. 2). Показано, что с увеличением скорости нагрева происходит снижение критической температуры A_{C1} и повышение A_{C3} . Данное явление вызвано частичным сохранением исходных дислокаций мартенсита, которые инициируют $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение при более низких температурах в процессе нагрева со

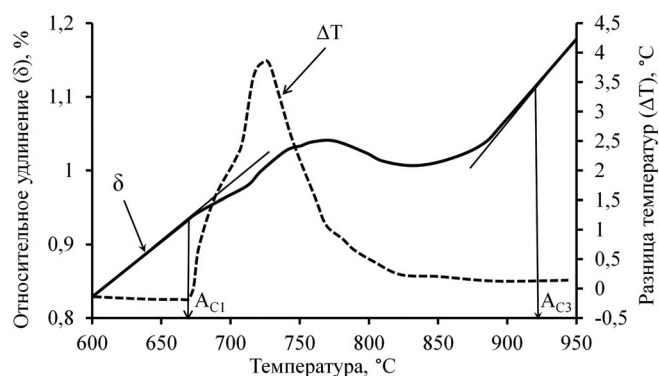


Рис. 1. Схема определения положения критических точек A_{C1} и A_{C3} при непрерывном нагреве со скоростью 1,5 °C/c исходно закаленной стали 10Х3Г3МФС: ΔT – разница между задаваемой и реальной температурой образца; δ – относительное удлинение образца

Fig. 1. Scheme for determining the position of the critical points A_{C1} and A_{C3} during continuous heating at a rate of 1.5 °C/s of the initially hardened steel 10H3G3MFS: ΔT – is the difference between the set and actual temperature of the sample; δ – is the percent elongation of the sample

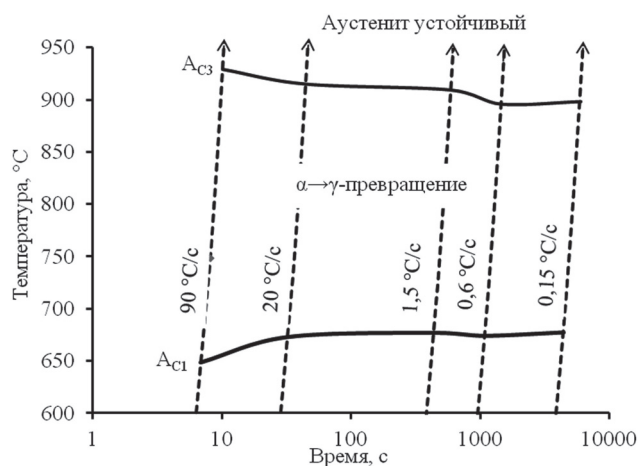


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма образования аустенита исходно закаленной стали 10Х3Г3МФС

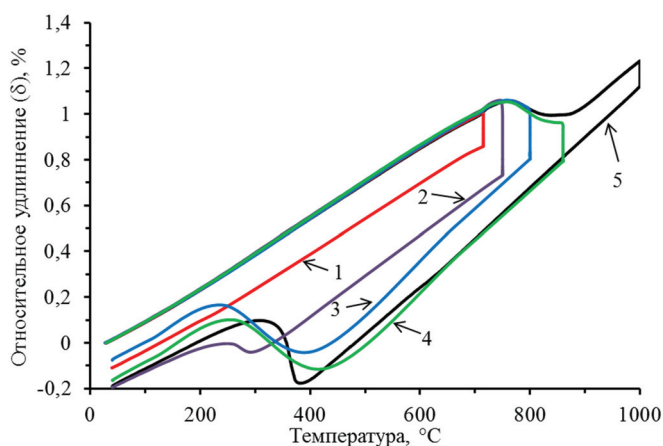
Fig. 2. Thermokinetic diagram of the formation of austenite of initially hardened steel 10H3G3MFS

скоростями 20 и 90 °C/c [8–11]. При нагреве со скоростями 1,5, 0,6 и 0,15 °C/c положение температуры A_{C1} остается практически неизменным и находится на уровне 680 °C. Критическая точка A_{C3} при увеличении скорости нагрева повышается, что обусловлено смещением диффузионных стадий $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в область более высоких температур из-за уменьшения времени для их развития.

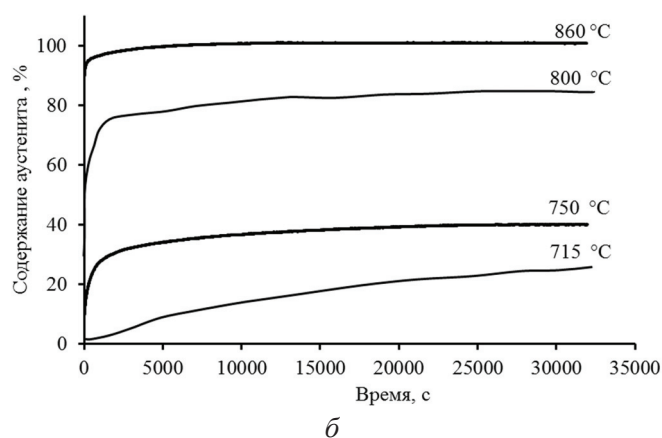
Для исследования изотермической аустенизации выбрана скорость нагрева 1,5 °C/c, что соответствует нагреву стали при посадке в горячую печь. Аустенизацию проводили выше критической температуры A_{C1} , но ниже A_{C3} (910 °C) – при температурах 710, 750, 800 и 860 °C.

Дилатогаммы изотермической аустенизации и кинетические кривые образования аустенита при исследуемых температурах представлены на рис. 3. Аустенизация в течение 9 ч при температуре 710 °C вызывает образование 27% γ -фазы, при 750 °C – 59 % γ -фазы, при 800 °C – 76 % γ -фазы, а в процессе выдержки при 860 °C происходит полная аустенизация с получением 100 % γ -фазы. После изотермической выдержки в МКИТ при охлаждении развивается мартенситное превращение.

По результатам дилатометрического анализа кинетики образования аустенита при постоянной температуре построена изотермическая диаграмма образования аустенита исходно закаленной стали 10Х3Г3МФС, которая представ-



а



б

Рис. 3. Дилатогаммы (а) исходно закаленной стали 10Х3Г3МФС, обработанной по режиму закалки с различных температур 710 (1), 750 (2), 800 (3), 860 (4) и 1000 °C (5) и кинетика $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения во время изотермической выдержки при различных температурах (б)

Fig. 3. Dilatograms (a) of the initially hardened steel 10H3G3MPS quenched from various temperatures 710 (1), 750 (2), 800 (3), 860 (4) and 1000 °C (5) and the kinetics $\alpha \rightarrow \gamma$ – transformation during isothermal soaking at various temperatures (b)

лена на рис. 4. Следует отметить, что аустенит по кинетическому признаку можно разделить на атермический, который образовался при непрерывном нагреве, и на изотермический, который сформировался в изотермических условиях. При увеличении температуры изотермической выдержки доля атермического аустенита возрастает, а изотермического – снижается. Наибольшее количество изотермического аустенита формируется в середине МКИТ – при температуре 750 °C, при которой его количество достигает 37 %.

Металлографические исследования исходного состояния закаленной стали 10Х3Г3МФС

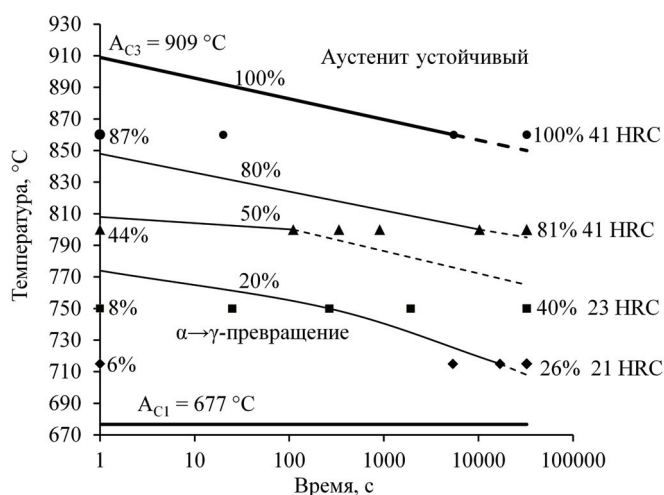


Рис. 4. Изотермическая диаграмма образования аустенита изначо закаленной стали 10Х3Г3МФС

Fig. 4. Isothermal diagram of the formation of austenite of initially hardened steel 10H3G3MPS

выявили наличие структуры мартенсита, состоящего из параллельных реек (рис. 5, а), объединенных в пакеты, а по данным просвечивающей электронной микроскопии внутри реек наблюдается высокая плотность дислокаций (рис. 6, а). В процессе нагрева до температуры 715 °С и изотермической выдержки в течение девяти часов развивается первая стадия образования аустенита – по границам бывших аустенитных зерен и мартенситных пакетов (рис. 5, б), что хорошо согласуется с данными работ [1, 3, 4, 12]. Исходная мартенситная α -фаза претерпевает процессы отпуска, при этом сохраняется пакетно-реечная морфология, в ней также присутствуют карбидные частицы. Увеличение температуры нагрева до 750 °С приводит к появлению пластин свежезакаленного мартенсита, расположенных вдоль мартенситных кристаллов, которые образовались при закалке из пластин аустенита (рис. 5, в).

По результатам металлографических и электронно-микроскопических исследований установлено, что при температуре 800 °С дальнейшее развитие получает вторая стадия образования аустенита – по межреечным границам. После такой обработки по межреечным границам исходной α -фазы формируется мартенситный каркас, внутри которого находятся изолированные прослойки исходной α -фазы (рис. 5, г и б, б). Данные прослойки исходной α -фазы фрагментированы дислокационными границами и упрочнены небольшим количеством карбидных частиц. В мартенситном каркасе присутствуют

тонкие прослойки остаточного аустенита, которые стабилизированы, по-видимому, из-за обогащения углеродом в процессе изотермической выдержки в МКИТ и малых размеров, что в совокупности значительно снижает положение температуры мартенситного превращения этих областей (рис. 6, в). Встречаются свежезакаленные области полиэдрической формы, которые сформировались на границах зерен исходного аустенита или границах исходных пакетов (рис. 6, г). Следует отметить, что вблизи свежезакаленных областей в исходной α -фазе наблюдается повышенная плотность хаотически расположенных дислокаций, что является следствием фазового наклепа в процессе закалки сформированного в МКИТ аустенита.

Увеличение температуры выдержки до 860 °С вызывает завершение процесса $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в процессе выдержки, что при охлаждении в результате закалки приводит к получению структуры пакетного мартенсита с реечным строением (рис. 5, д) и равномерно распределенными дислокациями внутри (рис. 6, д), однако гомогенизация по углероду из-за пребывания в МКИТ в этих условиях не проходит полностью, в результате чего в некоторых областях структуры после закалки наблюдается двойникованный мартенсит (рис. 6, е).

По результатам испытания характеристик прочности и пластичности установлено, что закалка из МКИТ начиная с температуры 800 °С приводит к небольшому снижению временного сопротивления (на 8 %), однако предел текучести практически не уменьшается (см. таблицу). Относительное удлинение остается на уровне изначо закаленной стали, а относительное сужение заметно увеличивается (с 54 до 60 %). Существенно, более чем на 70 %, возрастает уровень ударной вязкости КСТ исследуемой стали (до 0,76 МДж/м²). По данным микрофрактографического анализа установлено, что в исследуемой стали, обработанной по данному режиму, в условиях плоскодеформированного состояния (плоская часть излома образца после динамических испытаний) разрушение развивается только по вязкому механизму – образование и рост ямок (рис. 7, б, д), что обусловлено наличием дисперсной многофазной структуры, в отличие от стали в изначо закаленном состоянии, где

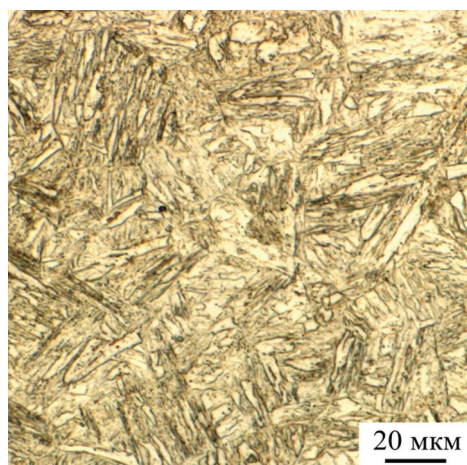
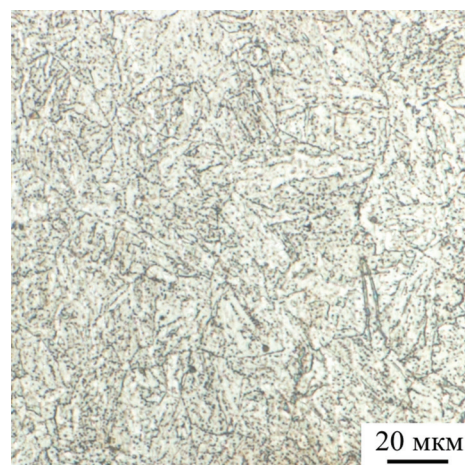
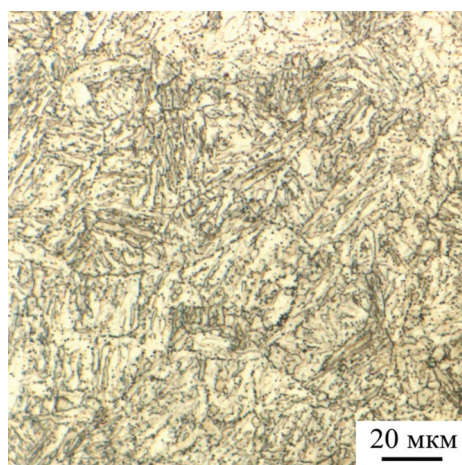
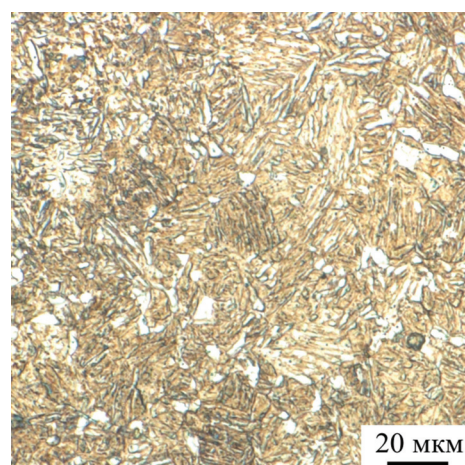
*a**б**в**г**д*

Рис. 5. Микроструктура исходно закаленной (*a*) и после неполных закалок на 715 °C (*б*), 750 °C (*в*), 800 °C (*г*) и 860 °C (*д*) стали 10Х3Г3МФС

Fig. 5. Microstructure of the initially hardened steel 10H3G3MFS (*a*) and steel 10H3G3MFS after incomplete quenching at 715 °C (*б*), 750 °C (*в*), 800 °C (*г*), and 860 °C (*д*)

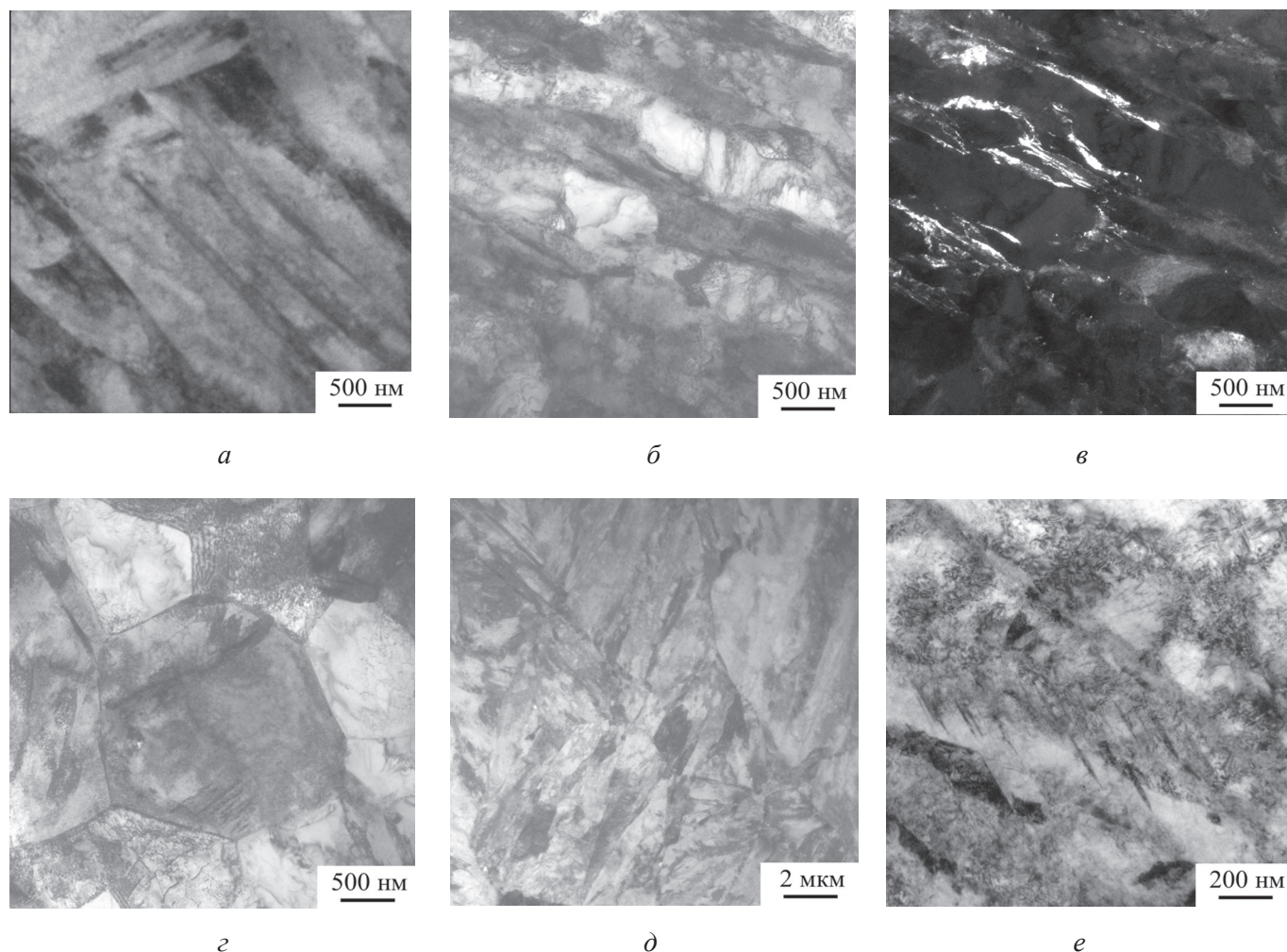


Рис. 6. Тонкая структура исходно закаленной стали 10Х3Г3МФС (а) и после закалки из МКИТ с температур 800 (б-г) и 860 °С (д, е): а, б, г-е – светлопольные изображения; в – темнопольное изображение в рефлексе аустенита

Fig. 6. Fine structure of the initially hardened steel 10H3G3MFS (a) and steel 10H3G3MFS after quenching at 800 (b-g) and 860 °C (d, e): a, b, g-e – light-field images; в – dark field image in austenite reflex

Механические свойства стали 10Х3Г3МФС после различных режимов термической обработки

Mechanical properties of 10H3G3MFS steel after various modes of heat treatment

Режим термической обработки	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	КСТ, МДж/м ²
Исходное состояние	960	1320	14	54	0,44
Закалка с 800 °С	910	1210	15	60	0,76
Закалка с 860 °С	970	1345	12	62	0,28

разрушение происходит по смешанному механизму – вязкий и квазискол (рис. 7, а, г).

Применение закалки начиная с температуры 860 °С в процессе выдержки, при которой наблюдается полная аустенитизация, приводит к получению характеристик прочности на уровне исходно закаленного состояния, однако ударная вязкость КСТ при этом несколько ниже

исходного уровня. При исследовании поверхности разрушения показано, что разрушение в условиях плоской деформации развивается преимущественно по механизму квазискола, так как микроструктура излома состоит в основном из фасеток квазискола (рис. 7, в и 7, е). Данный эффект, по-видимому, вызван охрупчивающим влиянием двойникового мартенсита, сформиро-

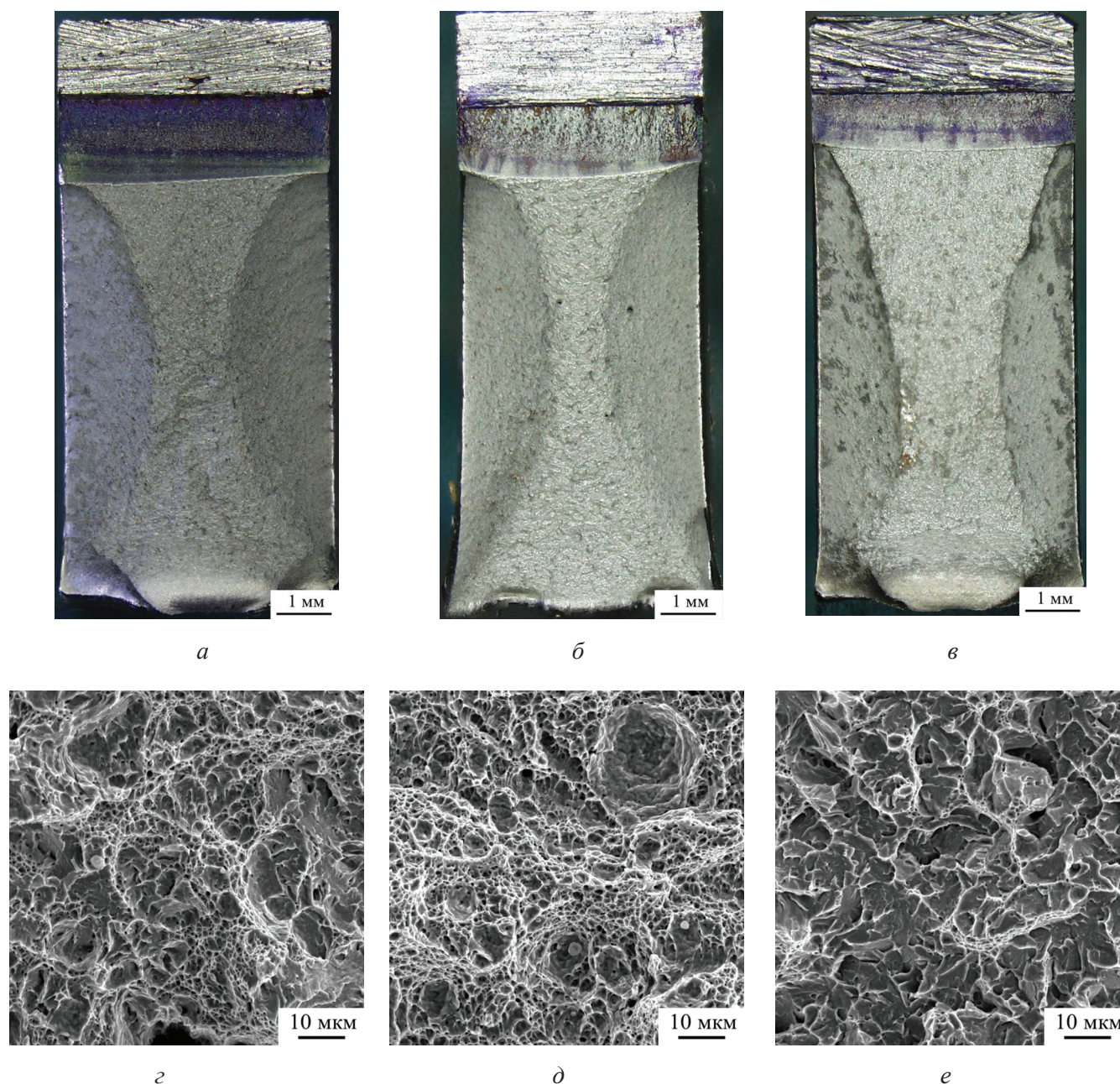


Рис. 7. Макро- (а–в) и микрофрактографии (г–е) образцов, испытанных на ударную вязкость КСТ, из стали 10Х3Г3МФС, обработанных по различным режимам:

а, г – исходно закаленное состояние; б, д – закалка с температуры 800 °С; в, е – закалка с температуры 860 °С

Fig. 7. Macro (а–б) and microfractographic pictures (г–е) of samples of 10H3G3MFS steel tested for KCT toughness, heat treated according to different regimes:

а, г – initial hardened condition; б, д – quenching from a temperature of 800 °С; в, е – quenching from a temperature of 860 °С

вавшегося из обогащенных углеродом участков аустенита при закалке из МКИТ.

Полученный режим термической обработки (межкритическая закалка с 800 °С) стали 10Х3Г3МФС позволяет повысить уровень ударной вязкости без потери в прочности изделий любых габаритных размеров для нефтедобывающего машиностроения.

Выводы

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. По результатам дилатометрических и металлографических исследований построены термокинетическая и изотермическая диаграммы образования аустенита в стали 10Х3Г3МФС. Показано, что с увеличением скорости нагрева

выше 1,5 °C/с наблюдается снижение критической точки A_{C1} и повышение критической точки A_{C3} . В изотермических условиях реализуются три стадии образования аустенита: при температурах ниже 750 °C аустенит образуется преимущественно по границам бывших аустенитных зерен и пакетов, при температурах 750...800 °C превращение развивается по границам элементов субструктуры исходного пакетного мартенсита – границам реек, а при более высоких температурах превращение завершается за счет растворения участков исходной α -фазы. При увеличении температуры изотермической выдержки доля атермического аустенита в структуре стали возрастает, а изотермического снижается. Наибольшее количество изотермического аустенита формируется в середине МКИТ – при температуре 750 °C, при которой его количество достигает 37 %.

2. Наилучшее сочетание характеристик механических свойств исходно закаленной исследуемой стали наблюдается после закалки из МКИТ начиная с температуры 800 °C. В результате обработки по данному режиму формируется многофазная структура, состоящая из мартенситного каркаса с прослойками остаточного аустенита и изолированных прослоек исходной α -фазы, фрагментированной дислокационными границами и упрочненной карбидными частицами. Данная структура при незначительном снижении уровня характеристик прочности обладает более высоким уровнем ударной вязкости КСТ. Увеличение температуры закалки из МКИТ до 860 °C приводит к полной аустенитизации, однако неоднородность стали по углероду приводит при закалке к получению двойникового мартенсита, который вызывает значительное снижение ударной вязкости КСТ за счет смены механизма разрушения в условиях плоской деформации с вязкого на квазискол.

Список литературы

1. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. – М.: Металлургия, 1973. – 205 с.
2. Липчин Н.Н., Коковьякина С.А. Структурный механизм превращений при нагреве стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1970. – № 9. – С. 2–7.
3. Счастливцев В.М., Концева Н.В. Электронно-микроскопические исследования аустенита при на-

греве конструкционной стали // Физика металлов и металловедение. – 1976. – Т. 42, № 4. – С. 837–847.

4. Zel'dovich V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys // Metal Science and Heat Treatment. – 2008. – Vol. 50, вып. 9–10. – P. 442–448. – doi: 10.1007/s11041-009-9082-3.

5. Лазерный нагрев и структура стали: атлас микроструктур / В.Д. Садовский, В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева. – Свердловск: Уральский рабочий, 1989. – 102 с.

6. Бернштейн Л.М., Капусткина Л.М., Прокошкин С.Д. Отпуск стали. – М.: МИСИС, 1997. – 336 с.

7. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. – М.: Металлургия, 1986. – 207 с.

8. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гриднев, Ю.Я. Мешков, С.П. Ошкарев, В.И. Труфилов. – Киев: Наукова думка, 1973. – 335 с.

9. Критические точки при быстром нагреве деформированной стали / В.Н. Гриднев, О.М. Ивасин, Ю.Я. Мешков, С.П. Ошкадеров // Металлофизика. – 1975. – Вып. 61. – С. 98–100.

10. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железуглеродистых сплавах. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.

11. Горностырев Ю.Н. Микроскопические механизмы гетерогенного зарождения новой фазы при полиморфном ГЦК–ОЦК-превращении // Фазовые и структурные превращения в сталях: сборник научных трудов. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорского дома печати, 2008. – С. 31–57.

12. Structure formation in low-alloy pipe steel during heating in the intercritical temperature range / A.N. Makovetskii, T.I. Tabatchikova, I.L. Yakovleva, N.A. Tereshchenko, D.A. Mirzaev // The Physics of Metals and Metallography. – 2012. – Vol. 113, iss. 7. – P. 704–715. – doi: 10.1134/S0031918X12070083.

13. Formation of the structure and properties of a low-carbon martensitic steel 12KH2G2NMFT upon quenching / S.S. Yugai, L.M. Kleiner, A.A. Shatsov, N.N. Mitrokhovich // The Physics of Metals and Metallography. – 2004. – Vol. 97, N 1. – P. 98–103.

14. Huang J., Poole W.J., Militzer M. Austenite formation during intercritical annealing // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2004. – Vol. 35, iss. 11. – P. 3363–3375. – doi: 10.1007/s11661-004-0173-x.

15. In-situ determination of austenite and martensite formation in 13Cr6Ni2Mo supermartensitic stainless steel / A. Bojack, L. Zhao, P.F. Morris, J. Sietsma // Materials Characterization. – 2012. – Vol. 71. – P. 77–86. – doi: 10.1016/j.matchar.2012.06.004.

16. Chang M., Yu H. Kinetics of bainite-to-austenite transformation during continuous reheating in low car-

bon microalloyed steel // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2013. – Vol. 20, iss. 5. P. – 427–432. – doi: 10.1007/s12613-013-0746-z.

17. Growth of austenite from as-quenched martensite during intercritical annealing in an Fe–0.1C–3Mn–1.5Si alloy / R. Wei, M. Enomoto, R. Hadian, H.S. Zurob, G.R. Purdy // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61, iss. 2. – P. 697–707. – doi: 10.1016/j.actamat.2012.10.019.

18. Effect of heating rate on ferrite recrystallization and austenite formation of cold-roll dual phase steel / P. Li, J. Li, Q. Meng, W. Hu, D. Xu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – Vol. 578. – P. 320–327. – doi: 10.1016/j.jallcom.2013.05.226.

19. Effect of initial microstructure on austenite formation kinetics in high-strength experimental microalloyed steels / E. López-Martínez, O. Vázquez-Gómez, H.J. Vergara-Hernández, B. Campillo // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2015. – Vol. 22, iss. 12. – P. 1304–1311. – doi: 10.1007/s12613-015-1198-4.

20. Патент 2532628 Российская Федерация, МПК С 22 С 38/38. Сталь для изготовления изделий с повышенной прокаливаемостью / Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов, Г.С. Шайманов, Д.П. Подузов. – № 2013113589/02; заявл. 26.03.2013; опубл. 10.11.2014, Бюл. № 31.

21. Recrystallization and formation of austenite in deformed lath martensitic structure of low carbon steels / M. Tokizane, N. Matsumura, K. Tsuzaki, T. Maki, I. Tamura // *Metallurgical Transactions A*. – 1982. – Vol. 13, iss. 8. – P. 1379–1388. – doi: 10.1007/BF02642875.

22. Stages of austenitization of cold-worked low-carbon steel in intercritical temperature range / D.O. Panov, Y.N. Simonov, L.V. Spivak, A.I. Smirnov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2015. – Vol. 116, N 8. – P. 802–809. – doi: 10.1134/S0031918X15080128.

23. Патент 2561315 Российская Федерация, МПК G 01 N 25/02. Способ определения температур фазовых превращений в металлических материалах / Ю.Н. Симонов, Д.О. Панов. – № 2014120830/28; заявл. 22.05.2014; опубл. 27.08.2015, Бюл. № 24.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2017 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Intercerical Quenching of Low-Carbon Steel with the Formation of a Disperse Multiphase Structure

Dmitry Panov^{1, a, *}, Tatyana Barsukova^{1, b}, Alexander Smirnov^{2, c}, Evgeniya Orlova^{1, d}, Yuri Simonov^{1, e}

¹ Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky prospekt, Perm, 614990, Russian Federation

² Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a <http://orcid.org/0000-0002-8971-1268>, panovdmitriy85@gmail.com, ^b <http://orcid.org/0000-0002-6251-2672>, tanok4444@yandex.ru,

^c <http://orcid.org/0000-0003-3746-8793>, micros20t@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0002-7429-9645>, 77zhenya77@mail.ru,

^e <http://orcid.org/0000-0003-0037-1146>, simonov@pstu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 20 September 2017

Revised: 4 October 2017

Accepted: 24 October 2017

Available online: 15 December 2017

Keywords:

Low carbon steel

Intercerical temperature range

Quenching

Dilatometry

Phase transformations

Acknowledgements:

The authors express gratitude to *Vagin Roman Andreyevich* for participating in the experiment. TEM investigations were conducted at NSTU Materials Research Center.

Funding:

The work is carried out in accordance with the project No. 11.8213.2017 / 8.9 within the framework of the basic part of the state task to higher educational institutions in the sphere of scientific activity with the financing of the Ministry of Education and Science of Russia.

ABSTRACT

Introduction. The advanced steel 10H3G3MFS ($C = 0.1$, $Mn = 2.51$, $Cr = 2.75$, $Mo = 0.40$, $V = 0.12$, $Si = 1.25$), developed for oil-producing engineering, has good workability and strength characteristics, but the level of impact strength after the traditional modes of heat treatment is at a sufficiently low level. The paper is devoted to the investigation the possibility of metastable structural states formation during intercerical quenching of steel 10H3G3MFS for the purpose of increase the level of impact strength without significant loss of strength characteristics. The subjects of study are the steel structure formation processes when heated in an intercerical temperature range (ICTR) with subsequent quenching. **The purpose** of this work is to study the possibilities of controlling the structure and properties of steel 10H3G3MFS with the use of isothermal austenitization in ICTR to obtain a dispersed structure. **Methods.** Dilatometric analysis using the Linseis hardening dilatometer R.I.T.A. L78, metallographic analysis using a light inverted microscope OLYMPUS GX 51 and electron microscopy using a transmission electron microscope FEI Tecnai 20 G2 TWIN are being in use. Uniaxial tensile tests are carried out using the universal hydraulic system for static tests INSTRON-SATEC 300 LX and the toughness is determined by pendulum coprometer KM-30, followed by fractographic analysis on a light microscope Olympus SZX-16 and a scanning electron microscope Hitachi S-3400N. **Results and Discussion.** Based on the results of the study of the process of investigated steel continuous heating, a thermokinetic diagram of the formation of austenite with the designation of the critical points A_{C1} and A_{C3} is constructed. It has been established that as the heating rate increases, the critical temperature A_{C1} decreases and A_{C3} increases. A study of the isothermal austenitization process showed that 27% of the γ -phase is formed at 710 °C, 59% of the γ -phase is formed at 750 °C, 76% of the γ -phase is formed 800 °C, and during the soaking at 860 °C occurs complete austenitization and 100% of the γ -phase is obtained. It was also found that with an increase in the temperature of isothermal soaking, the proportion of athermic austenite increases, and the isothermal content decreases. An isothermal diagram of austenite formation the initially hardened steel 10H3G3MFS is constructed. The study of steel 10H3G3MFS structure formation process has revealed that during the austenitization process at 715 °C the first stage of austenite formation occurs: austenitic grains form along the boundaries of former austenite grains and martensitic packages. An increase in the austenitization temperature up to 750 °C leads to the development of the second stage of austenitization: austenitic grains form along the martensitic stripe boundary. At a temperature of 800 °C, the second stage is further developed, which, after quenching, leads to the formation of a martensitic framework along the interstitial boundaries of the initial α -phase. These interlayers of the initial α -phase are fragmented by dislocation boundaries and strengthened by a small amount of carbide particles. Thin layers of residual austenite are present in the martensite framework. There are freshly quenched areas of the polyhedral shape that are formed at the grain boundaries of the original austenite or the boundaries of the original packets. The raise of heating temperature to 860 °C causes the end of the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation during the soaking process, and after following quenching the structure of packet martensite with twins is formed. According to the strength and plasticity test, it is established that quenching from 800 °C leads to a slight decrease in the tensile strength brake (by 8%), but the yield strength does not practically decrease. The percent elongation remains at the level of the initially hardened steel, and the percent reduction significantly increases (from 54 to 60%). The KCT toughness level of the steel under study significantly increases up to 0.76 MJ/m².

* Corresponding author

Panov Dmitry O., Ph.D. (Metallography), Associate Professor
 Perm National Research Polytechnic University,
 29 Komsomolsky prospekt,
 614990, Perm, Russian Federation
 Tel.: 8 (342) 2198-149, e-mail: panovdmitriy85@gmail.com



(by more than 70 %). According to the data of fractographic analysis, samples after dynamic tests have viscous fracture mode. The received mode of heat treatment allows to increase the level of toughness of the steel under study without loss in strength of products of any overall dimensions for oil-producing machine building.

For citation: Panov D.O., Barsukova T.Y., Smirnov A.I., Orlova E.N., Simonov Yu.N. Intercritical quenching of low-carbon steel with the formation of a disperse multiphase structure. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 4 (77), pp. 6–18. doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-6-18. (In Russian).

References

1. Sadovskii V.D. *Strukturnaya nasledstvennost' v stali* [Structural heredity in steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 205 p.
2. Lipchin N.N., Kokovyakina S.A. Strukturnyi mekhanizm prevrashchenii pri nagreve stali [Structural mechanism of transformations during steel heating]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1970, no. 9, pp. 2–7. (In Russian).
3. Schastlivtsev V.M., Koptseva N.V. Elektronno-mikroskopicheskie issledovaniya austenita pri nagreve konstruktsionnoi stali [Electron-microscopic studies of austenite during heating of structural steel]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 1976, vol. 42, no. 4, pp. 837–847. (In Russian).
4. Zel'dovich V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, iss. 9–10, pp. 442–448. doi: 10.1007/s11041-009-9082-3.
5. Sadovskii V.D., Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L. *Lazernyi nagrev i struktura stali: atlas mikrostruktur* [Laser heating and the structure of steel: an atlas of microstructures]. Sverdlovsk, Ural'skii rabochii Publ., 1989. 102 p.
6. Bernshtein L.M., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. *Otpusk stali* [Tempered steel]. Moscow, MISIS Publ., 1997. 336 p.
7. Golovanenko S.A., Fonshtein N.M. *Dvukhfaznye nizkolegirovannye stali* [Biphasic low-alloyed steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 207 p.
8. Gridnev V.N., Meshkov Yu.Ya., Oshkarev S.P., Trufilov V.I. *Fizicheskie osnovy elektrotermicheskogo uprochneniya stali* [Physical basis of electrothermal hardening of steel]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1973. 335 p.
9. Gridnev V.N., Ivasishin O.M., Meshkov Yu.Ya., Oshkaderov S.P. Kriticheskie tochki pri bystrom nagreve deformirovannoi stali [Critical points in the rapid heating of deformed steel]. *Metallofizika = Metallophysics*, 1975, iss. 61, pp. 98–100.
10. D'yachenko S.S. *Obrazovanie austenita v zhelezouglerodistykh splavakh* [The formation of austenite in iron-carbon alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 128 p.
11. Gornostyrev Yu.N. [Microscopic mechanisms of the heterogeneous nucleation of a new phase under a polymorphic FCC-BCC transformation]. *Fazovye i strukturnye prevrashcheniya v stalyakh: sbornik nauchnykh trudov* [Proceedings of Nosov Magnitogorsk State Technical University “Phase and structural transformations in steel”]. Magnitogorsk, Magnitogorskii dom pečati Publ., 2008, pp. 31–57. (In Russian).
12. Makovetskii A.N., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A., Mirzaev D.A. Structure formation in low-alloy pipe steel during heating in the intercritical temperature range. *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, iss. 7, pp. 704–715. doi: 10.1134/S0031918X12070083.
13. Yugai S.S., Kleiner L.M., Shatsov A.A., Mitrokhovich N.N. Formation of the structure and properties of a low-carbon martensitic steel 12KH2G2NMFT upon quenching. *The Physics of Metals and Metallography*, 2004, vol. 97, no. 1, pp. 98–103.
14. Huang J., Poole W.J., Militzer M. Austenite formation during intercritical annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, vol. 35, iss. 11, pp. 3363–3375. doi: 10.1007/s11661-004-0173-x.
15. Bojack A., Zhao L., Morris P.F., Sietsma J. In-situ determination of austenite and martensite formation in 13Cr6Ni2Mo supermartensitic stainless steel. *Materials Characterization*, 2012, vol. 71, pp. 77–86. doi: 10.1016/j.matchar.2012.06.004.
16. Chang M., Yu H. Kinetics of bainite-to-austenite transformation during continuous reheating in low carbon microalloyed steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2013, vol. 20, iss. 5, pp. 427–432. doi: 10.1007/s12613-013-0746-z.
17. Wei R., Enomoto M., Hadian R., Zurob H.S., Purdy G.R. Growth of austenite from as-quenched martensite during intercritical annealing in an Fe–0.1C–3Mn–1.5Si alloy. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, iss. 2, pp. 697–707. doi: 10.1016/j.actamat.2012.10.019.

18. Li P., Li J., Meng Q., Hu W., Xu D. Effect of heating rate on ferrite recrystallization and austenite formation of cold-roll dual phase steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 578, pp. 320–327. doi: 10.1016/j.jallcom.2013.05.226.
19. López-Martínez E., Vázquez-Gómez O., Vergara-Hernández H.J., Campillo B. Effect of initial microstructure on austenite formation kinetics in high-strength experimental microalloyed steels. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2015, vol. 22, iss. 12, pp. 1304–1311. doi: 10.1007/s12613-015-1198-4.
20. Simonov J.N., Simonov M.J., Shajmanov G.S., Poduzov D.P. *Stal' dlya izgotovleniya izdelii s povyshennoi prokalivaemost'yu* [Steel for manufacture of items with increased hardness penetration]. Patent RF, no. 2532628, 2014.
21. Tokizane M., Matsumura N., Tsuzaki K., Maki T., Tamura I. Recrystallization and formation of austenite in deformed lath martensitic structure of low carbon steels. *Metallurgical Transactions A*, 1982, vol. 13, iss. 8, pp. 1379–1388. doi: 10.1007/BF02642875.
22. Panov D.O., Simonov Y.N., Spivak L.V., Smirnov A.I. Stages of austenitization of cold-worked low-carbon steel in intercritical temperature range. *The Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 8, pp. 802–809. doi: 10.1134/S0031918X15080128.
23. Simonov J.N., Panov D.O. *Sposob opredeleniya temperatur fazovykh prevrashchenii v metallicheskih materialakh* [Metod of temperatures determination of phase transformations in metals]. Patent RF, no. 2561315, 2014.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2017 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).