

Юрченко А.Н., Мариева М.А., Гребенкин Р.Д., Симонов Ю.Н. Определение критических значений температуры A_{c1} и A_{c3} в сталях системы легирования Х2Г2С2МФ с помощью dilatометрического метода и метода пробных закалок // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 3. – С. 85–92. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.3.10

Iurchenko A.N., Marieva M.A., Grebenkin R.D., Simonov Yu.N. Determination of critical temperatures A_{c1} and A_{c3} in steels alloying system H2G2S2MF using the dilatometric method and the method of testing quenching. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 3, pp. 85–92. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.3.10

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 21, № 3, 2019
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2019.3.10
УДК 669.15-194.591

А.Н. Юрченко, М.А. Мариева, Р.Д. Гребенкин, Ю.Н. Симонов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ЗНАЧЕНИЙ ТЕМПЕРАТУРЫ A_{c1} И A_{c3} В СТАЛЯХ СИСТЕМЫ
ЛЕГИРОВАНИЯ Х2Г2С2МФ С ПОМОЩЬЮ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКОГО МЕТОДА
И МЕТОДА ПРОБНЫХ ЗАКАЛОК**

Для сталей системы легирования Х2Г2С2МФ с содержанием углерода от 0,17 до 0,44 % определены критические значения температуры A_{c1} и A_{c3} методом пробных закалок, а также dilatометрическим методом. В рамках dilatометрического метода использовали высокоскоростной закалочный dilatометр. Определено, что температурный интервал A_{c1} – A_{c3} сужается с повышением содержания углерода в сталях системы легирования Х2Г2С2МФ, однако критические значения температуры, определенные двумя методами, отличаются. Температура A_{c1} , определенная dilatометрическим методом, для сталей с содержанием углерода от 0,17 до 0,29 % находится на уровне 700 °С, при использовании метода пробных закалок – на уровне 740 °С. Температура A_{c3} , определенная dilatометрическим методом, для стали с содержанием углерода 0,44 % находится на уровне 730 °С, при использовании метода пробных закалок – на уровне 760 °С. Проанализировано изменение микроструктуры и твердости сталей после нагрева на различные температуры. В результате анализа установлено, что при значениях температуры 680–740/760 °С все марки стали имеют структуру, преимущественно состоящую из продуктов отпуска. Повышение температуры нагрева вплоть до A_{c3} приводит к увеличению доли свежезакаленного мартенсита и тем самым твердости. Твердость сталей системы легирования может достигать 45 HRC у стали 17Х2Г2С2МФ или 59 HRC у стали 44Х2Г2С2МФ.

Ключевые слова: метод пробных закалок, определение критических точек, микроструктура, твердость, dilatометрический анализ, стали с промежуточной структурой, бейнитные стали, легированные стали, свежезакаленный мартенсит, аустенит.

A.N. Iurchenko, M.A. Marieva, R.D. Grebenkin, Yu.N. Simonov

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**DETERMINATION OF CRITICAL TEMPERATURES A_{c1} AND A_{c3}
IN STEELS ALLOYING SYSTEM H2G2S2MF USING THE DILATOMETRIC METHOD
AND THE METHOD OF TESTING QUENCHING**

The critical temperatures A_{c1} and A_{c3} were determined by the method of testing quenching, as well as using the dilatometric method, for the steels of the H2G2S2MF doping system with a carbon content from 0.17 to 0.44 %. In the framework of the dilatometric method, a high-speed quenching dilatometer was used. It was determined that the temperature range of A_{c1} – A_{c3} narrows with an increase in the carbon content in the steels of the H2G2S2MF doping system, however, the critical temperatures determined by two methods differ from each other. The A_{c1} temperature, determined by the dilatometric method, for steels with a carbon content from 0.17 to 0.29 % is at the level of 700 °C, using the method of testing quenching at the level of 740 °C. The A_{c3} temperature, determined by the dilatometric method, for steel with a carbon content of 0.44 % is at the level of 730 °C, using the method of testing quenching at the level of 760 °C. The change in microstructure and hardness of steels after heating to various temperatures is analyzed. It has been established that at temperatures of 680–740/760 °C all steel grades have a structure mainly consisting of tempering products. An increase in the heating temperature up to A_{c3} leads to an increase in the proportion of freshly tempered martensite and thus hardness. The hardness of the steel of the alloying system can reach 45 HRC in steel 17H2G2S2MF, or 59 HRC in steel 44H2G2S2MF.

Keywords: method of testing quenching, determination of critical points, microstructure, hardness, dilatometric analysis, steels with intermediate structure, bainite steels, alloy steels, freshly baked martensite, austenite.

Введение

В последние годы большое внимание исследователей в области физического материаловедения сосредоточено на поиске возможностей получения новых высокопрочных конструкционных сталей. Из таких сталей обычно изготавливают ответственные детали, которые используются в таких конструкциях и таких областях техники, где важным условием является снижение веса металлических элементов без потери прочности [1]. Наиболее сложной материаловедческой задачей является повышение прочности при сохранении высоких характеристик надежности, так как все традиционные способы упрочнения приводят к снижению пластичности и вязкости. Исследования в этой области проводятся в различных регионах нашей страны, а также и за рубежом [2, 3]. Особое внимание уделяется современным прогрессивным, так называемым бейнитным сталям [4–16]. Сочетание экономного легирования и повышенного уровня механических свойств делает применение таких сталей в машиностроении перспективным. Ранее на кафедре МТО ПНИПУ были разработаны стали, экономно легированные хромом, марганцем, молибденом, ванадием и кремнием с повышенным его содержанием в пределах 2 % [17]. В таких сталях в результате изменения структуры после термической обработки уровень характеристик механических свойств можно изменять в широких пределах.

Первостепенным является проведение анализа критических значений температуры, особенно тогда, когда разрабатываются новые марки сталей. Существует множество методов определения критических точек: дифференциальный, dilatометрический, метод измерения электросопротивления, термический [18–21]. Однако метод пробных закалок является наиболее простым. Сущность метода заключается в следующем: образцы исследуемых марок сталей нагревают до различных значений температуры с интервалом, выдерживают опреде-

ленное время и охлаждают в воде или масле, после чего измеряют твердость образцов [22–24]. По полученным результатам строится график зависимости твердости от температуры нагрева. Критические точки определяют по перегибу кривой. Кроме того, одним из наиболее распространенных лабораторных методов определения критических значений температуры A_{c1} и A_{c3} является dilatометрический метод. В связи с этим целью данной работы является определение критических значений температуры в новых экономно-легированных сталях системы легирования X2Г2С2МФ методом пробных закалок и dilatометрическим методом, а также изучение структуры, полученной после использования метода пробных закалок.

Материалы и методики

В качестве материалов были использованы экономно-легированные стали марок 17Х2Г2С2МФ, 22Х2Г2С2МФ, 29Х2Г2С2МФ, 44Х2Г2С2МФ. Химический состав приведен в табл. 1.

Для определения критических значений температуры A_{c1} и A_{c3} методом пробных закалок исходно горячекованные образцы размером 10×10×10 мм исследуемых сталей нагревали в камерной лабораторной печи сопротивления с окислительной атмосферой типа «НАКАЛ» на температуры 680–1000 °С с шагом 20 °С и выдержкой в печи в течение 20 мин при каждом значении температуры. После выдержки образцы охлаждали в воде. После измерения твердости каждого образца строили зависимость твердости от температуры. Температура, при которой начинается рост твердости, свидетельствует об активном начале $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, следовательно, данная температура является A_{c1} . Температуре A_{c3} соответствует температура, при которой заканчивается рост твердости, что говорит об окончании $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

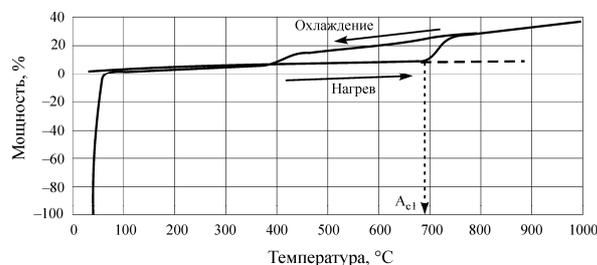
Положение критической точки A_{c1} исследуемых сталей находили по моменту возникновения эндотермического теплового эффекта $\alpha \rightarrow \gamma$ -пре-

Таблица 1

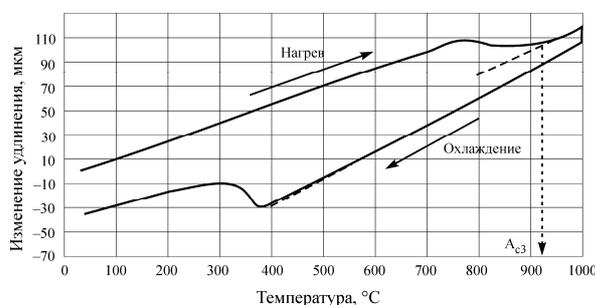
Химический состав сталей

№ п/п	Марка стали	Содержание химических элементов, мас. %									
		C	Cr	Mn	Si	Mo	V	S	P	Ni	Cu
1	17Х2Г2С2МФ	0,17	2,33	2,38	2,03	0,43	0,09	0,013	0,018	0,03	0,02
2	22Х2Г2С2МФ	0,22	2,36	2,4	2,06	0,39	0,09	0,014	0,022	0,33	0,18
3	29Х2Г2С2МФ	0,29	2,2	1,7	1,53	0,36	0,09	0,011	0,015	0,32	0,16
4	44Х2Г2С2МФ	0,44	2,31	2,19	2,18	0,36	0,09	0,012	0,015	0,31	0,16

вращения (рис. 1, а), что вызывает рост мощности потребляемой индуктором dilatометра для поддержания заданной скорости нагрева [25]. Температуру окончания образования аустенита (A_{c3}) определяли методом отрыва касательной к линейному участку зависимости изменения удлинения образца от температуры (рис. 1, б).



а



б

Рис. 1. Определение критических значений температуры A_{c1} (а) и A_{c3} (б) на примере стали 17X2Г2С2МФ

Для оценки микроструктуры изготавливали поперечные микрошлифы по стандартной методике с помощью наждачной бумаги различной зернистости и шлифовально-полировального станка. Для травления использовали 4%-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте.

Исследование микроструктуры сталей после различных режимов обработки проводили на световом микроскопе Olympus GX-51 при увеличении 500 и 1000 крат с использованием программы StreamMotion 1.8.

Оценку макротвердости проводили на твердомере ТК-2М по методу Роквелла (шкала С) по ГОСТ 9013–59. Значение твердости определяли как среднее арифметическое по результатам 4–6 замеров.

Результаты и их обсуждение

По результатам dilatометрических исследований было выявлено, что температура A_{c1} для сталей с содержанием углерода от 0,17 до 0,29 % находится на уровне 700 °С (табл. 2). На примере стали 17X2Г2С2МФ (см. рис. 1, а) показано, как

выглядит зависимость мощности от температуры. У стали 44X2Г2С2МФ температура A_{c1} повышается до 733 °С (см. табл. 2). При приближении к температуре A_{c3} характер dilatометрической кривой при нагреве (см. рис. 1, б) у сталей практически не отличается. С увеличением содержания углерода температура A_{c3} снижается и тем самым температурный интервал A_{c1} – A_{c3} сужается с повышением содержания углерода.

Зависимость изменения твердости от температуры нагрева позволяет определить критические точки (A_{c1} и A_{c3}), выбрать наиболее оптимальную температуру нагрева (T_H) под закалку, а также узнать уровень твердости для каждой стали в межкритическом интервале температур.

Таблица 2

Критические температуры A_{c1} и A_{c3}

Марка стали	A_{c1}	A_{c3}
17X2Г2С2МФ	691/740	943/900
22X2Г2С2МФ	706/740	915/880
29X2Г2С2МФ	704/740	870/880
44X2Г2С2МФ	733/760	857/860

Примечание: значение в числителе относится к dilatометрическому методу; значение в знаменателе соответствует методу пробных закалок.

Отличия в критических значениях температуры, определенных dilatометрическим методом и методом пробных закалок, заключаются в уменьшении интервала A_{c1} – A_{c3} , определенного методом пробных закалок (см. табл. 2). Это объясняется тем, что dilatометр чувствует малейшее изменение, связанное с тепловым эффектом и удлинением образца в результате нагрева. Даже незначительная доля образовавшегося аустенита будет сопутствовать этому. Однако изменение твердости, а именно ее увеличение, будет происходить в тот момент, когда доля мартенсита, полученная при закалке из аустенита, будет существенной. Следовательно, до значений температуры 740–760 °С (рис. 2) определяющим критерием будет является отпуск сталей, а далее, с повышением количества мартенсита, будет увеличиваться твердость. Повышение твердости происходит только до значений температуры 860 (44X2Г2С2МФ), 880 (29X2Г2С2МФ и 22X2Г2С2МФ) и 900 °С (17X2Г2С2МФ). Если и происходит дальнейшее увеличение доли аустенита, и соответственно, мартенсита при закалке, то оно является незначительным и не влияет на дальнейшее изменение твердости.

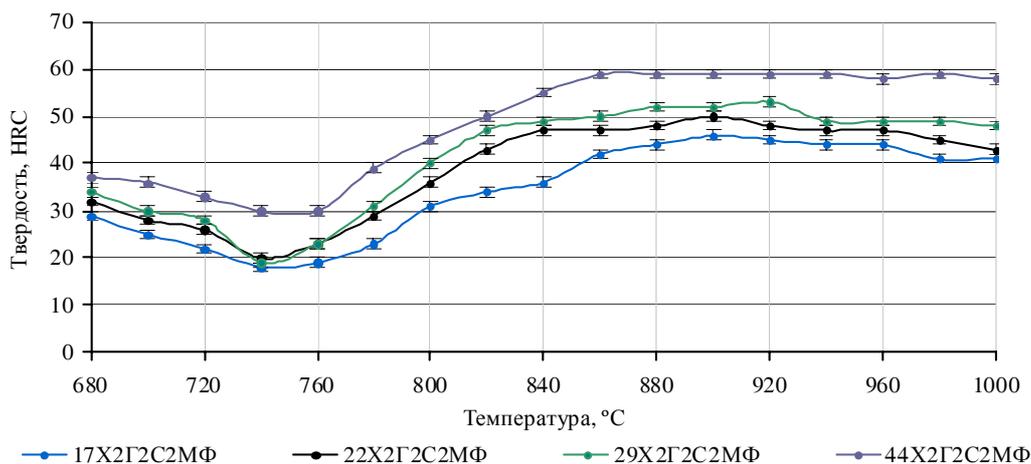


Рис. 2. Зависимость твердости от температуры нагрева сталей типа X2Г2С2МФ, построенная по методу пробных закалок

Результаты металлографического анализа представлены на рис. 3–5. Видно, что микроструктура, полученная после высокого отпуска при температуре 680 °С, состоит из высокоотпущенного мартенсита, дисперсность которого выше в стали 44X2Г2С2МФ (см. рис. 3). С повышением температуры нагрева до 740–760 °С заметно увеличивается размер карбидной фазы карбидов, происходит их коагуляция (см. рис. 4), вследствие чего уменьшается твердость и становится минимальной (см. рис. 2). По данным дилатометрического анализа, в сталях при достижении 740–760 °С должно образовываться некоторое количество аустенита, а при закалке с данных значений температуры – некоторая доля мартенсита. Если такое происходит, то это не оказывает существенного влияния на общую структуру. После термической обработки со значений температуры 740–760 °С образуются продукты отпуска, представляющие ферритокарбидную смесь различной дисперсности.

С повышением температуры нагрева увеличивается доля аустенита и свежезакаленного мартенсита, следовательно, повышается твердость (см. рис. 2). При достижении температуры нагрева, соответствующей максимальной твердости или близкой к ней, структура состоит практически полностью из слабо травящегося мартенсита, о чем свидетельствуют металлографические исследования (см. рис. 5). Дисперсность микроструктуры увеличивается с повышением содержания углерода.

После достижения максимальной твердости дальнейший нагрев приводит к некоторому плавному снижению твердости до 1000 °С (см. рис. 2). Особенно хорошо это выражено в сталях 17X2Г2С2МФ, 22X2Г2С2МФ и 29X2Г2С2МФ. В стали 44X2Г2С2МФ твердость снижается только

при достижении температуры нагрева 1000 °С. Снижение твердости, по-видимому, связано с процессами рекристаллизации аустенита.

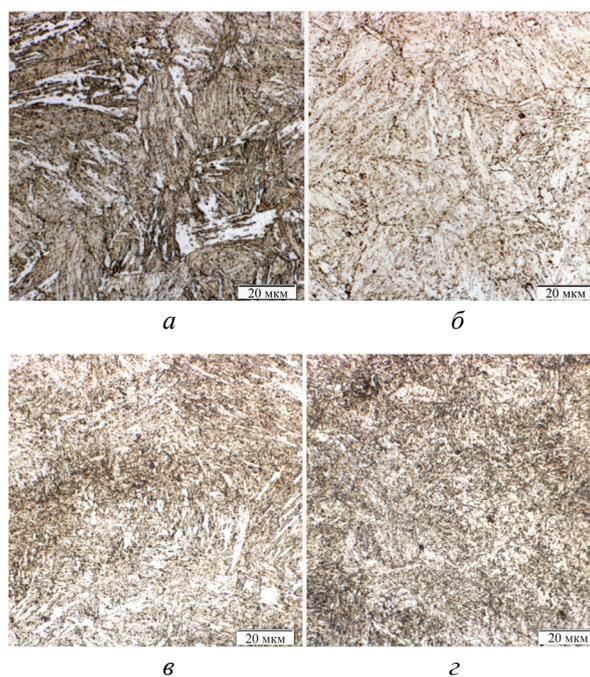


Рис. 3. Микроструктура исследуемых сталей при температуре нагрева 680 °С: а – 17X2Г2С2МФ, б – 22X2Г2С2МФ, в – 29X2Г2С2МФ, г – 44X2Г2С2МФ; $\times 1000$

В целом уровень твердости самый низкий у стали 17X2Г2С2МФ, так как содержание углерода в данной стали является минимальным среди исследуемых. Значения твердости у сталей 22X2Г2С2МФ и 29X2Г2С2МФ схожи между собой, но все-таки у стали 29X2Г2С2МФ твердость немного выше, за исключением значений температуры нагрева 740 и 760 °С, где твердость одинако-

ва (см. рис. 2). Близкие значения твердости свидетельствуют о том, что в стали 29Х2Г2С2МФ больше содержание углерода, но меньше количество марганца и кремния (см. табл. 1).

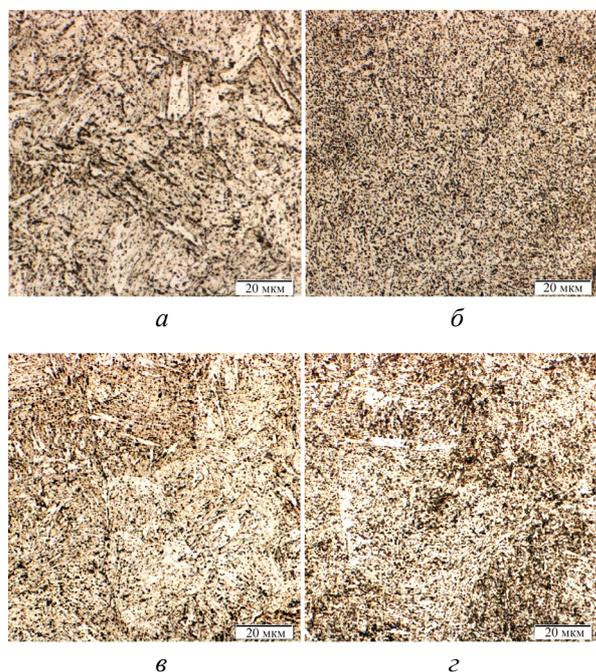


Рис. 4. Микроструктура исследуемых сталей с минимальной твердостью: *a* – 17Х2Г2С2МФ, $T_n = 760$ °С; *б* – 22Х2Г2С2МФ, *в* – 29Х2Г2С2МФ, $T_n = 740$ °С, *г* – 44Х2Г2С2МФ $T_n = 740$ °С; $\times 1000$

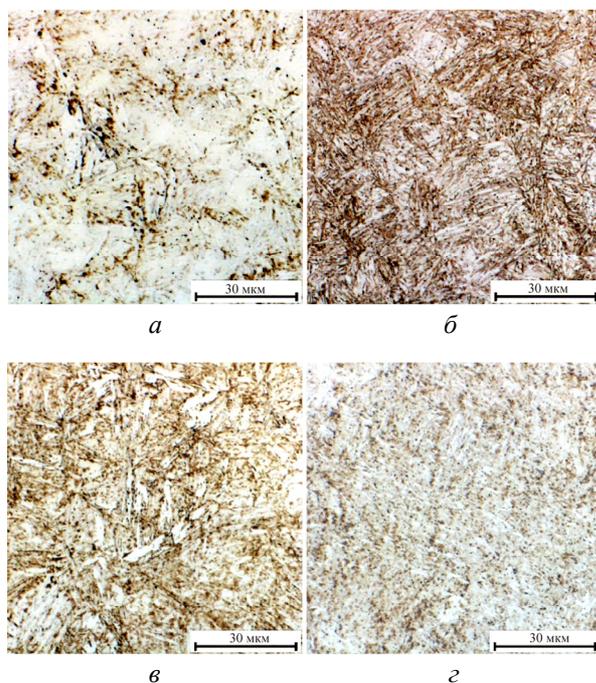


Рис. 5. Микроструктура сталей типа Х2Г2С2МФ с максимальной твердостью: *a* – 17Х2Г2С2МФ, $T_n = 900$ °С; *б* – 22Х2Г2С2МФ, $T_n = 880$ °С; *в* – 29Х2Г2С2МФ, $T_n = 880$ °С; *г* – 44Х2Г2С2МФ, $T_n = 860$ °С; $\times 1000$

Исходя из графической зависимости (см. рис. 2) температуру A_{c1} следует принять равной 740 °С для сталей с содержанием углерода 0,17–0,29 %, а для стали 44Х2Г2С2МФ – 760 °С. Температуру A_{c3} следует назначить 860 °С для стали 44Х2Г2С2МФ, 880 °С для сталей 29Х2Г2С2МФ и 22Х2Г2С2МФ, а для стали 17Х2Г2С2МФ – 900 °С (см. табл. 2).

Стоит отметить, что дилатометрический метод является более точным методом для определения критических значений температуры A_{c1} и A_{c3} , что позволяет зафиксировать появление самых первых порций аустенита, а также завершение его образования. Однако, как показывают зависимости твердости от температуры нагрева (см. рис. 2), существенное увеличение твердости происходит только в интервале значений температур 740/760–860/900 °С. В связи с этим оптимальной температурой нагрева (аустенизации) для проведения термических режимов являются значения температуры, которые соответствуют критической точке A_{c3} , которую определили методом пробных закалок для каждой стали. Данные значения температуры соответствуют максимальным или предмаксимальным значениям твердости, что делает нагрев выше этих значений температур малоэффективным и энергозатратным.

Выводы

1. Для сталей системы легирования Х2Г2С2МФ определены критические температуры A_{c1} и A_{c3} двумя методами: методом пробных закалок и дилатометрическим. Отличия в значениях критических температур, определенные дилатометрическим методом и методом пробных закалок, заключаются в уменьшении интервала A_{c1} – A_{c3} , определенного методом пробных закалок. По результатам дилатометрических исследований было выявлено, что температура A_{c1} для сталей с содержанием углерода от 0,17 до 0,29 % находится на уровне 700 °С. У стали 44Х2Г2С2МФ температура A_{c1} повышается до 733 °С. С увеличением содержания углерода температура A_{c3} снижается с 943 до 857 °С (дилатометрический метод) и с 900 до 860 °С (метод пробных закалок), тем самым температурный интервал A_{c1} – A_{c3} сужается с повышением содержания углерода.

2. Установлена зависимость между изменением твердости и температуры нагрева под закалку для сталей системы легирования Х2Г2С2МФ. Твердость изменяется в диапазоне от 18 до 45 HRC (17Х2Г2С2МФ), от 20 до 50 HRC (22Х2Г2С2МФ), от 20 до 53 HRC (29Х2Г2С2МФ), от 30 до 59 HRC (44Х2Г2С2МФ). Таким образом, оптимальными значениями температуры нагрева (аустенизации) для

проведения термических режимов являются значения, которые соответствуют критической точке A_{cs} , определенной методом пробных закалок для каждой стали. Данные значения температуры соответствуют максимальным или предмаксимальным значениям твердости, что делает нагрев выше этих значений малоэффективным и энергозатратным.

3. По результатам металлографического анализа выявлено, что структура после нагрева в диапазон значений температуры 680–740/760 °С состоит преимущественно из продуктов отпуска, которые оказывают определяющее влияние на твердость вплоть до значений температуры нагрева 740–760 °С. Дальнейшее повышение температуры нагрева приводит к увеличению доли свежезакаленного мартенсита и тем самым твердости.

Работа выполнена по проекту № 11.8213.2017/8.9 в рамках базовой части государственного задания вузам в сфере научной деятельности при финансировании Минобрнауки РФ.

Список литературы

1. Технологичность и конструкционная прочность низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой: учеб. пособие / Н.Н. Митрохович, Ю.Н. Симонов, Л.М. Клейнер, В.В. Швецов; Перм. гос. техн. ун-т. – Пермь, 2004. – 123 с.
2. Юрченко А.Н., Симонов Ю.Н. Микроструктурные особенности, механические свойства и термическая обработка бейнитных сталей // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. – 2016. – № 3(3). – С. 160–181.
3. Калетин А.Ю., Рыжков А.Г., Калетина Ю.В. Повышение вязкости конструкционных сталей при образовании бескарбидного бейнита // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. – 2014. – № 4(11). – С. 22–30.
4. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Surnaeva O.A. Transformations of supercooled austenite in promising high-hardenability machine steels // Metal Sci. and Heat Treatment. – 2018. – Vol. 60. – P. 339–347.
5. Fielding L.C.D. The bainite controversy // Materials Sci. and Technol. – 2013. – Vol. 29, no. 4. – P. 383–399.
6. Калетин А.Ю., Калетина Ю.В. Эволюция структуры и свойств кремнистых сталей при фазовом переходе аустенит–бейнит // Физика твердого тела. – 2015. – Т. 57, вып. 1. – С. 56–61.
7. Хотин В.А., Ощук С.В., Фарбер В.М. Структура и механические свойства среднеуглеродистых сталей после нагрева в межкритическом интервале температур // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2011. – № 11. – С. 31–35.
8. Кинетика бейнитного превращения валковой стали 75ХЗМФ / О.А. Клецова, С.Е. Крылова, Е.Ю. Приймак, В.И. Грызунов, С.В. Каманцев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2017. – № 10. – С. 10–15.
9. Пикеринг Ф.Б. Физическое материаловедение и разработка сталей: пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.

10. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Very strong bainite // Current Opinion in Solid State and Materials Science. – 2004. – No. 8. – P. 251–257.
11. Юрченко А.Н., Симонов Ю.Н., Микрюков М.Ю. Влияние непрерывного охлаждения и изотермической выдержки на микроструктуру и механические свойства сталей 17Х2Г2С2МФ и 29Х2Г2С2МФ // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение и материаловедение. – 2016. – Т. 18, № 1. – С. 101–116.
12. Майсурадзе М.В., Рыжков М.А. Термическая стабилизация аустенита при ступенчатой закалке сталей для автомобилестроения // Металлург. – 2018. – № 4. – С. 38–47.
13. Леонтьев П.А., Иванова А.С., Симонов Ю.Н. Исследование фазовых превращений и структуры кремнистых сталей с различным содержанием углерода при непрерывном охлаждении // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2013. – Т. 15, № 4. – С. 33–38.
14. Кинетика бейнитного превращения в Cr–Ni–Mo сталях с добавлением алюминия и кремния / М.А. Гервасьев, О.В. Маслова, С.М. Илларионова, К.А. Романова, А.С. Жилин // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 7. – С. 57–60.
15. Чепрасов Д.П. Строение и условия формирования промежуточных структур зернистой морфологии в низкоуглеродистых низколегированных сталях бейнитного класса // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 1. – С. 19–24.
16. Швейкин В.П., Хотин В.А., Фарбер В.М. Микроструктура и фазовый состав низкоуглеродистых сталей после нагрева до температур межкритического интервала // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2008. – № 6. – С. 39–43.
17. Сталь с бейнитной структурой: пат. 2578873 РФ: С 22 С 38/38 / Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю., Орлова Е.Н., Шаманов А.Н., Подузов Д.П. // БИ. – 2016. – № 9.
18. Геллер Ю.А., Рахштад А.Г. Металловедение. – М.: Металлургия, 1975. – 448 с.
19. Определение критических точек в стали 40 методом пробных закалок: учеб. пособие / С.П. Григорьев, В.П. Ерошкин, А.П. Ефремов, Б.М. Казаков, Г.А. Трофимова. – М., 2016. – 9 с.
20. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1991. – 503 с.
21. Рыжков М.А., Попов А.А. Методические вопросы построения термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита в низколегированных сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 12. – С. 37–41.
22. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1993. – 447 с.
23. Гуляев А.П. Металловедение. – 5-е изд. – М.: Металлургия, 1977. – 544 с.
24. Металловедение: учеб. / под ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1989. – 383 с.
25. Этапы аустенитизации холоднодеформированной низкоуглеродистой стали в межкритическом интер-

вале температур / Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов, Л.В. Спивак, А.И. Смирнов // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116, № 8. – С. 846–853.

References

1. Mitrokhovich N.N., Simonov Iu.N., Kleiner L.M., Shvetsov V.V. Tekhnologichnost' i konstruktsionnaia prochnost' nizkouglerodistykh stalei s martensitnoi strukturoi: ucheb. posobie [Technological and structural strength of low carbon martensitic steels: manual]. Permskii gos. tekhn. Universitet, 2004, 123 p.

2. Iurchenko A.N., Simonov Iu.N. Mikrostrukturnye osobennosti, mekhanicheskie svoystva i termicheskaiia obrabotka beinitnykh stalei [Microstructural features, mechanical properties and heat treatment of bainite steels]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta*, 2016, no. 3(3), pp. 160-181.

3. Kaletin A.Iu., Ryzhkov A.G., Kaletina Iu.V. Povyshenie v'язkosti konstruktsionnykh stalei pri obrazovanii beskarbidnogo beinita [Increasing the viscosity of structural steels in the formation of carbide-free bainite]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta*, 2014, no. 4(11), pp. 22-30.

4. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Surnaeva O.A. Transformations of supercooled austenite in promising high-hardenable machine steels. *Metal Sci. and Heat Treatment*, 2018, vol. 60, pp. 339-347.

5. Fielding L.C.D. The bainite controversy. *Materials Sci. and Techn.*, 2013, vol. 29, no. 4, pp. 383–399.

6. Kaletin A.Iu., Kaletina Iu.V. Evoliutsiia struktury i svoystv kremnistykh stalei pri fazovom perekhode austenit-beinit [Evolution of structure and properties of siliceous steels at phase transition of austenite-bainite]. *Fizika tverdogo tela*, 2015, vol. 57, iss. 1, pp. 56-61.

7. Khotinov V.A., Oshchukov S.V., Farber V.M. Struktura i mekhanicheskie svoystva sredneuglerodistykh stalei posle nagreva v mezhkriticheskom intervale temperatur [Structure and mechanical properties of medium carbon steels after heating in the inter-critical temperature range]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2011, no. 11, pp. 31-35.

8. Kletsova O.A., Krylova S.E., Priimak E.Iu., Gryzunosov V.I., Kamantsev S.V. Kinetika beinitnogo prevrashcheniia valkovoii stali 75Kh3MF [Kinetics of bainite transformation of 75X3MF roller steel]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2017, no. 10, pp. 10-15.

9. Pikerin F.B. Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei [Physical Metallurgy and Steel Development]. Moscow: Metallurgiiia, 1982, 184 p.

10. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Very strong bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, no. 8, pp. 251-257.

11. Iurchenko A.N., Simonov Iu.N., Mikriukov M.Iu. Vliianie nepreryvnogo okhlazhdeniia i izotermicheskoi vyderzhki na mikrostrukturu i mekhanicheskie svoystva stalei 17Kh2G2S2MF i 29Kh2G2S2MF [Effect of Continuous Cooling and Isothermal Holding on Microstructure and Mechanical Properties of 17X2G2S2MF and 29X2G2S2MF Steels]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie i metallovedenie*, 2016, vol. 18, no. 1, pp. 101-116.

12. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A. Termicheskaiia stabilizatsiia austenita pri stupenchatoi zakalke stalei dlia avtomobilstroeniia [Thermal stabilisation of austenite with stepping behind the heels of automotive steels]. *Metallurg*, 2018, no. 4, pp. 38-47.

13. Leont'ev P.A., Ivanova A.S., Simonov Iu.N. Issledovanie fazovykh prevrashchenii i struktury kremnistykh stalei s razlichnym sodержaniem ugleroda pri nepreryvnom okhlazhdenii [Investigation of phase transformations and structure of creamy steels with different carbon content at continuous cooling]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, metallovedenie*, 2013, vol. 15, no 4, pp. 33-38.

14. Kinetika beinitnogo prevrashcheniia v Cr–Ni–Mo staliakh s dobavleniem aliuminiia i kremniia / M.A. Gervas'ev, O.V. Maslova, S.M. Illarionova, K.A. Romanova, A.S. Zhilin [Kinetics of bainite transformation into Cr-Ni-Mo steels with aluminum and silicon]. *Izvestiia vuzov. Chernaiia metallurgiiia*, 2014, no. 7, pp. 57-60.

15. Cheprasov D.P. Stroenie i usloviia formirovaniia promezhutochnykh struktur zernistoi morfologii v nizkouglerodistykh nizkolegirovannykh staliakh beinitnogo klassa [Structure and conditions of formation of intermediate structures of granular morphology in low-carbon low-alloy steels of bainite class]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2010, no. 1, pp. 19-24.

16. Shveikin V.P., Khotinov V.A., Farber V.M. Mikrostruktura i fazovyi sostav nizkouglerodistykh stalei posle nagreva do temperatur mezhkriticheskogo intervala [Microstructure and phase composition of low carbon steels after heating to inter-critical interval temperatures]. *Izvestiia vuzov. Chernaiia metallurgiiia*, 2008, no. 6, pp. 39-43.

17. Simonov Iu.N., Simonov M.Iu., Orlova E.N., Shamanov A.N., Poduzov D.P. Stal' s beinitnoi strukturoi [Steel with bainite structure]. Patent Rosiskaiia Fedratsiia no. 2578873 (2016).

18. Geller Iu.A., Rakhshatd A.G. Metallovedenie [Material Science]. Moscow: Metallurgiiia, 1975, 448 p.

19. Grigor'ev S.P., Eroshkin V.P., Efremov A.P., Kazakov B.M., Trofimova G.A. Opredelenie kriticheskikh tochk v stali 40 me-todom probnykh zakalok [Determination of critical points in steel 40 by trial hardening]. Moscow, 2016, 9 p.

20. Popova L.E., Popov A.A. Diagrammy prevrashcheniia austenita v staliakh i beta-rastvora v splavakh tita-na. Spravochnik termista [Diagrams of transformation of austenite in steels and beta-solution in titanium alloys. Thermist's guide]. 3ne ed. Moscow: Metallurgiiia, 1991, 503 p.

21. Ryzhkov M.A., Popov A.A. Metodicheskie voprosy postroeniia termokineticheskikh diagramm prevrashcheniia pereokhlazhdennoho austenita v nizkolegirovannykh staliakh [Methodical questions of construction of thermokinetic diagrams of transformation of supercooled austenite in low-alloy steels]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2010, no. 12, pp. 37-41.

22. Lakhtin Iu.M. Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov [Metal science and heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgiiia, 1993, 447 p.

23. Guliaev A.P. Metallovedenie [Metal Science]. 5nd. ed. Moscow: Metallurgiiia, 1977, 544 p.

24. Materialovedeni [Metal Science]. Ed. B.N. Arzamasova. M.: Mashinostroenie, 1989, 383 p.

25. Panov D.O., Simonov Iu.N., Spivak L.V., Smirnov A.I. Etapy austenitizatsii kholodnodeformirovannoi nizkouglerodistoi stali v mezhkriticheskom intervale temperatur [Stages of austenitization of cold-deformed mild steel in the inter-critical temperature range]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2015, vol. 116, no. 8, pp. 846-853.

Получено 28.05.19

Опубликовано 26.09.19

Сведения об авторах

Юрченко Александр Николаевич (Пермь, Россия) – младший научный сотрудник кафедры металлостроения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: aleksmt@gmail.com.

Мариева Мария Александровна (Пермь, Россия) – аспирант кафедры металлостроения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: marievamar@rambler.ru.

Гребенкин Роман Дмитриевич (Пермь, Россия) – магистрант кафедры металлостроения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального

исследовательского политехнического университета; e-mail: repikhs@gmail.com.

Симонов Юрий Николаевич (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор, завкафедрой металлостроения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: simonov@pstu.ru.

About the authors

Aleksandr N. Iurchenko (Perm, Russian Federation) – Junior Researcher, Department of Metal Science, Heat and Laser Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: aleksmt@gmail.com.

Mariia A. Marieva (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of Metal Science, Heat and Laser Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: marievamar@rambler.ru.

Roman D. Grebenkin (Perm, Russian Federation) – Graduate Student, Department of Metal Science, Heat and Laser Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: repikhs@gmail.com.

Iurii N. Simonov (Perm, Russia) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Metal Science, Heat and Laser Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: simonov@pstu.ru.