

Юрченко А.Н., Гребенкин Р.Д., Менлышева Н.С., Симонов Ю.Н. Влияние температуры нагрева и времени выдержки на величину зерна в среднеуглеродистых конструкционных сталях 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 57–66. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.4.07

Iurchenko A.N., Grebenkin R.D., Menlysheva N.S., Simonov Iu.N. Influence of heating temperature and holding time on the grain size in medium-carbon structural steels 29H2G2S2MF 44H2G2S2MF. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 57–66. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.4.07

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 21, № 4, 2019
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2019.4.07

УДК 669.157.2 : 620.183.256.2

А.Н. Юрченко, Р.Д. Гребенкин, Н.С. Менлышева, Ю.Н. Симонов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА И ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ НА ВЕЛИЧИНУ ЗЕРНА
В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ 29Х2Г2С2МФ И 44Х2Г2С2МФ**

Применена модифицированная методика с получением зоны внутреннего окисления для выявления действительного зерна после высокотемпературных нагревов и различного времени выдержки. Необходимость модифицирования методики выявления границ действительного зерна аустенита заключается в том, что применение методов выявления зерна аустенита по ГОСТ 5639 не всегда приносит положительный результат, особенно методов химического травления. Проведен анализ зеренной структуры сталей с системой легирования Х2Г2С2МФ после нагрева на температуры от 900 до 1200 °С. Проанализировано влияние времени выдержки (15, 30 и 60 мин) на рост аустенитного зерна при каждом значении температуры аустенитизации. Вычислены средние размеры аустенитного зерна и определены значения температуры рекристаллизации аустенита для каждой стали, что является неотъемлемой частью для назначения режимов термической обработки, связанных с непрерывным охлаждением или изотермической обработкой металлических изделий в условиях производства. После различной выдержки при каждом значении температуры аустенитизации проведен сравнительный анализ двух методик по определению среднего размера зерна: методик определения размера зерна с помощью программного обеспечения Olympus Stream Motion 1.8 и с помощью анализатора фрагментов микроструктуры твердых тел SIAMS 700. SIAMS 700 в настоящее время является довольно распространенной и востребованной программой, предназначенной для различного количественного анализа структур металлических материалов. Анализатор фрагментов микроструктуры твердых тел устанавливается в лаборатории на базе различных предприятий и университетов. Программное обеспечение Olympus Stream Motion 1.8 поставляется в связке со световым микроскопом Olympus GX-51 и также может быть задействовано при расчете среднего размера действительного зерна аустенита. Показано, что экономно-легированные среднеуглеродистые конструкционные стали системы легирования Х2Г2С2МФ являются наследственно мелкозернистыми. Определено, что только при нагреве выше 1150 °С начинается резкий рост зерна, однако средний размер действительного зерна аустенита находится в пределах 50–60 мкм.

Ключевые слова: экономно-легированные стали, система легирования, зеренная структура, средний размер зерна, действительное зерно, разнородность, температура рекристаллизации, склонность к перегреву, метод окисления, температура нагрева, окалина, наследственно-мелкозернистая структура, анализатор изображения, зона внутреннего окисления, высокопрочная сталь.

A.N. Iurchenko, R.D. Grebenkin, N.S. Menlysheva, Iu.N. Simonov

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**INFLUENCE OF HEATING TEMPERATURE AND HOLDING TIME ON THE GRAIN SIZE
IN MEDIUM-CARBON STRUCTURAL STEELS 29H2G2S2MF AND 44H2G2S2MF**

A modified technique was applied to obtain an internal oxidation zone to reveal the actual grain after high-temperature heating and various exposure times. The need to modify the method for identifying the boundaries of the actual austenite grain lies in the fact that the application of methods for identifying austenite grains according to GOST 5639 does not always bring a positive result, especially chemical etching methods. The analysis of the grain structure of steels with the Kh2G2S2MF alloying system after heating at temperatures from 900 to 1200 °C is carried out. The influence of the exposure time (15, 30 and 60 minutes) on the growth of austenitic grain at each austenitization temperature is analyzed. The average sizes of austenitic grains were calculated and austenite recrystallization temperatures were determined for each steel, which is an integral part for setting the heat treatment regimes associated with continuous cooling or isothermal processing of metal products under production conditions. After various exposures at each austenitization temperature, a comparative analysis of two methods for determining the average grain size was carried out: the method for determining grain size using the Olympus Stream Motion 1.8 software and using the SIAMS 700 solids microstructure fragment analyzer. SIAMS 700 is currently quite common and popular program designed for various quantitative analysis of the structures of metallic materials. The analyzer of fragments of the microstructure of solids is installed in the laboratory on the basis of various enterprises and universities. Olympus Stream Motion 1.8 software is bundled with an Olympus GX-51 light microscope and can also be used to

calculate the average real austenite grain size. It has been shown that economically-alloyed medium-carbon structural steels of the Kh2G2S2MF alloying system are hereditarily fine-grained. It was determined that only when heating above 1150 °C a sharp grain growth begins, however, the average size of the actual austenite grain is in the range of 50-60 microns.

Keywords: economically alloyed steels, alloying system, grain structure, average grain size, actual grain, heterogeneity, recrystallization temperature, tendency to overheat, oxidation method, heating temperature, scale, hereditarily fine-grained structure, image analyzer, zone of internal oxidation, high strength steel.

Введение

В современном машиностроении существует потребность в материалах с высоким комплексом характеристик механических свойств, которых достигают с помощью изменения химического состава и структуры. Базовым параметром структуры является размер аустенитного зерна, определение которого является одной из основных задач при исследовании новых сталей [1]. Кроме того, особое влияние на размер зерна могут оказывать температура нагрева и время выдержки, поэтому, чтобы не допустить перегрева стали в процессе термической обработки, необходимо знать параметры нагрева, при которых происходит значительный рост зерна. Крупное зерно отрицательно влияет на характеристики прочности, пластичности и надежности [2, 3].

Основным документом, которым руководствуются при оценке зеренной структуры, является ГОСТ 5639. Однако расширение рынка, создание нового и совершенствование уже имеющегося металлографического оборудования приводит к тому, что методики количественной оценки зеренной структуры модернизируют. Для этого активно используют такие программные комплексы, как SIAMS 700 [4], SIAMS 800 [5] и Thixomet [6]. Однако для автоматизированной оценки размера зерна необходимо качественное изображение (границы зерен на светлом фоне), которое не всегда удается получить. В связи с этим для оптимизации процесса расчета среднего размера зерна необходим поиск новых методов, позволяющих анализировать зерно, если даже произошло вытравливание основной структуры.

В настоящее время активно ведутся работы по разработке и исследованию сталей с бейнитной структурой [7–13]. На кафедре «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» ПНИПУ были разработаны стали с системами легирования ХЗГЗС2МФ [14, 15] и Х2Г2С2МФ [15–17]. Однако на сталях системы легирования

ХЗГЗС2МФ количественная оценка зеренной структуры в зависимости от температуры нагрева проводилась [18], а на сталях типа Х2Г2С2МФ нет. Помимо температуры нагрева на рост аустенитного зерна может оказывать время выдержки, что также не исследовали на сталях с подобной системой легирования. Кроме того, по данным литературных источников, в настоящее время исследования в данной области проводят как в России [18, 19], так и за рубежом [20, 21], что показывает актуальность данной темы. В связи с этим целью работы является определение с помощью современных анализаторов изображений склонности сталей системы легирования Х2Г2С2МФ к перегреву.

Материалы и методики

В качестве материалов были использованы среднеуглеродистые конструкционные экономно-легированные стали 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ. Химический состав приведен в табл. 1.

Для определения склонности сталей 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ к перегреву использовали модифицированный метод окисления [22]. Для этого сначала изготавливали микрошлиф по стандартной методике. Далее в камерных лабораторных печах сопротивления с окислительной атмосферой типа накал проводили нагрев на температуру от 900 до 1200 °C с шагом 50 °C и различным временем выдержки, которое составляло 15, 30 и 60 мин при каждом значении температуры. После выдержки охлаждение образцов проводили на воздухе. Затем с помощью полирования на суке с использованием алмазной пасты (3 мкм) постепенно снимали окалину. Зерно наблюдали в зоне перехода от окалины к полированным участкам. При значениях температуры нагрева 900 и 950 °C после частичного снятия окалины микрошлиф подтравливали 4%-ным спиртовым раствором пикриновой кислоты для лучшего выявления границ зерен.

Таблица 1

Химический состав сталей

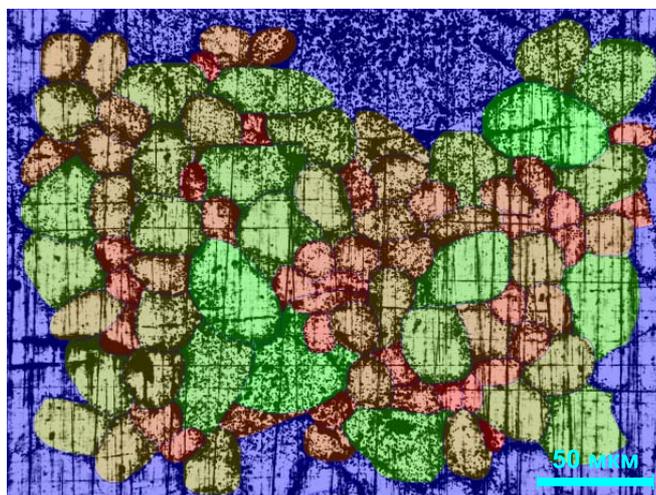
| № | Марка стали | Содержание химических элементов, мас. % | | | | | | | | | |
|---|-------------|---|------|------|------|------|------|-------|-------|------|------|
| | | C | Cr | Mn | Si | Mo | V | S | P | Ni | Cu |
| 1 | 29Х2Г2С2МФ | 0,29 | 2,2 | 1,7 | 1,53 | 0,36 | 0,09 | 0,011 | 0,015 | 0,32 | 0,16 |
| 2 | 44Х2Г2С2МФ | 0,44 | 2,31 | 2,19 | 2,18 | 0,36 | 0,09 | 0,012 | 0,015 | 0,31 | 0,16 |

Фиксацию изображений зеренной структуры осуществляли с помощью светового микроскопа Olympus GX-51 при увеличении от 100 до 500 крат.

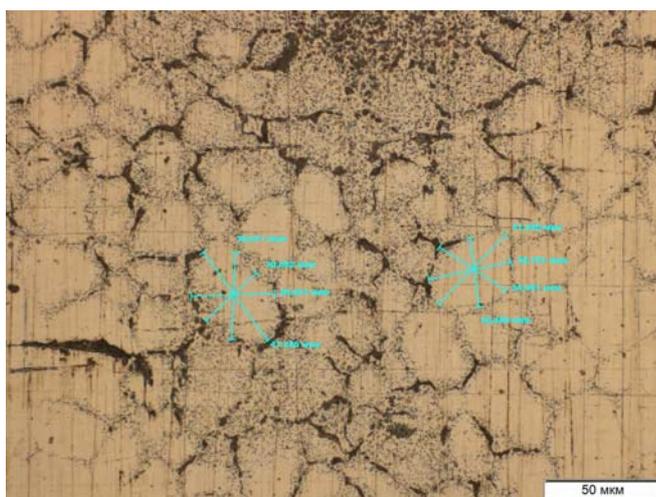
Расчет среднего размера зерна сталей после каждого режима термической обработки проводили с использованием анализатора фрагментов микроструктуры твердых тел SIAMS 700 и с помощью программы Olympus Stream Motion 1.8. При использовании анализатора SIAMS 700 выделяли вручную видимые границы зерен не менее чем на 10 полях зрения при увеличении $\times 500$, а далее программа анализировала выделенные зерна в автоматическом режиме, рассчитывая средний размер действительного зерна. Методика расчета среднего размера зерна в анализаторе SIAMS 700 заключается в следующем: вычисляется площадь каждого зерна, затем рассчитывается диаметр каждого зерна (как корень квадратный площади зерна), под-

считывается количество зерен, находится сумма всех значений диаметра зерен, делится на общее количество зерен и таким образом находится средний размер зерна. Пример зеренной структуры, проанализированной в SIAMS 700, показан на рис. 1, а. Зерна, выделенные синим цветом, анализатор не учитывает, так как они являются приграничными и незавершенными. Остальные зерна выделены в зависимости от размера. Одним цветом выделяются зерна близкого размера.

В рамках использования компьютерной программы Olympus Stream Motion 1.8 измерение проводили на тех же самых изображениях зеренной структуры в четырех направлениях каждого видимого зерна при увеличении $\times 500$ не менее чем на 10 полях зрения. Затем суммировали все значения длины отрезков и делили на общее количество замеров. Таким образом вычисляли средний диаметр зерна.



а



б

Рис. 1. Зеренная структура стали 29X2Г2С2МФ после термической обработки при температуре 1150 °С в течение 15 мин: а – определение размера зерна с помощью анализатора фрагментов микроструктуры твердых тел SIAMS 700; б – определение размера зерна с помощью программы Olympus Stream Motion 1.8

Результаты и их обсуждение

После применения методики, позволяющей выявлять границы зерен за счет получения на поверхности зоны внутреннего окисления [22], получили изображения зеренной структуры для двух исследуемых сталей 29Х2Г2С2МФ (рис. 2) и 44Х2Г2С2МФ (рис. 3). На изображениях видны тонкие границы зерен, а также некоторые участки черной несполированной окалины. Очевидно, что размер зерна при нагреве на минимальную температуру 900 °С и максимальную температуру 1200 °С отличается как в стали 29Х2Г2С2МФ (см. рис. 2), так и в стали 44Х2Г2С2МФ (см. рис. 3).

Результаты анализа зеренной структуры с помощью программы SIAMS 700 показывают, что в стали 29Х2Г2С2МФ после нагрева на температуру 900 °С и выдержки в течение 15, 30 и 60 мин формируется зерно со средним размером от 18 до 19 мкм (см. рис. 2, а, ж, к, табл. 2 и рис. 4, а). Стоит отметить, что в данном случае длительность выдержки при температуре нагрева 900 °С не влияет на действительный размер бывшего зерна аустенита. Дальнейшее увеличение температуры нагрева вплоть до 1050 °С не приводит к росту зерна, а средние значения размера зерна не выходят за пределы доверительных интервалов (см. рис. 2, б–г, з, л, табл. 2 и рис. 4, а).

Время выдержки при значениях температуры нагрева 900–1050 °С не оказывает существенного влияния на изменение размера зерна. Заметный рост зерна начинается только с температуры нагрева 1100 °С и достигает 25–29 мкм (см. рис. 2, д, табл. 2 и рис. 4, а). При температуре нагрева 1150 °С наблюдается некоторое снижение и средний диаметр зерна уменьшается, что соответствует температуре рекристаллизации, которая находится в интервале значений температуры 1100–1150 °С (см. табл. 2 и рис. 4, а).

В значительной степени рост зерна происходит тогда, когда температура нагрева достигает 1200 °С. Средний диаметр зерна может достигать 40–60 мкм в зависимости от времени выдержки (см. табл. 2 и рис. 4, а).

Результаты количественной оценки зеренной структуры стали 44Х2Г2С2МФ с помощью анализатора SIAMS 700 показали качественно подобную зависимость размера зерна от температуры нагрева для каждого времени выдержки (рис. 4, б). Однако есть существенное отличие, которое соответствует значениям температуры нагрева 950–1000 °С. При температуре нагрева 950 °С и выдержках 30 и 60 мин размер зерна больше по сравнению с выдержкой 15 мин.

При нагреве на 1000 °С картина меняется и размер зерна становится меньше после выдержки

30 и 60 мин. Данные перепады связаны с разной температурой рекристаллизации. При выдержке 15 мин температура рекристаллизации находится в пределах 1000–1050 °С, при выдержке 30 и 60 мин – 950–1000 °С (см. рис. 4, б).

Результаты анализа зеренной структуры с помощью программы Olympus Stream Motion 1.8 в сталях 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ представлены в табл. 2 и на рис. 4, в, г. В целом результаты оценки двумя методами весьма близки. Зависимости размера аустенитного зерна от температуры нагрева и времени выдержки в сталях 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ аналогичны.

Методика с использованием программного обеспечения Olympus Stream Motion 1.8 является альтернативным способом расчета среднего размера зерна по сравнению с широко используемым анализатором твердых тел SIAMS 700. Когда на фоне границ зерен присутствует частично сохранившаяся окалина или вытравившаяся структура, создающая помехи для автоматического определения среднего размера зерна на анализаторе твердых тел SIAMS 700, тогда все границы зерен требуется выделять вручную. Однако практическое использование двух методик показало, что время обработки одного и того же изображения с использованием первой и второй методики практически одинаково.

Замечено, что в обеих сталях наблюдается разнотельная структура: встречаются мелкие размером 5–10 мкм и достаточно крупные зерна размером не менее 50–60 мкм (см. рис. 2 и 3).

Необходимо отметить, что исследуемые стали легированы ванадием, который является сильным карбидообразователем и сдерживает рост зерна аустенита [23, 24]. Кроме того, по результатам исследований на сталях системы ХЗГЗС2МФ [18] было показано, что кремний в количестве 2 % уменьшает склонность к перегреву. К тому же в стали 29Х2Г2С2МФ пониженное содержание марганца (см. табл. 1), что также поспособствовало уменьшению склонности к перегреву. В итоге в сталях системы легирования Х2Г2С2МФ существенного роста зерна не происходит вплоть до 1100–1150 °С, а средний размер зерна даже при нагреве на 1200 °С не превышает 50–60 мкм. Это дает право отнести стали 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ к наследственно-мелкозернистым, работоспособность которых при ударных нагрузках, вероятнее всего, не снизится [25], если даже нагреть их выше A_{c3} [26, 27] на 100–150 °С. Однако укрупнение зерна аустенита все-таки нежелательно, так как повышает температуру охрупчивания и склонность к закалочным трещинам и деформации.

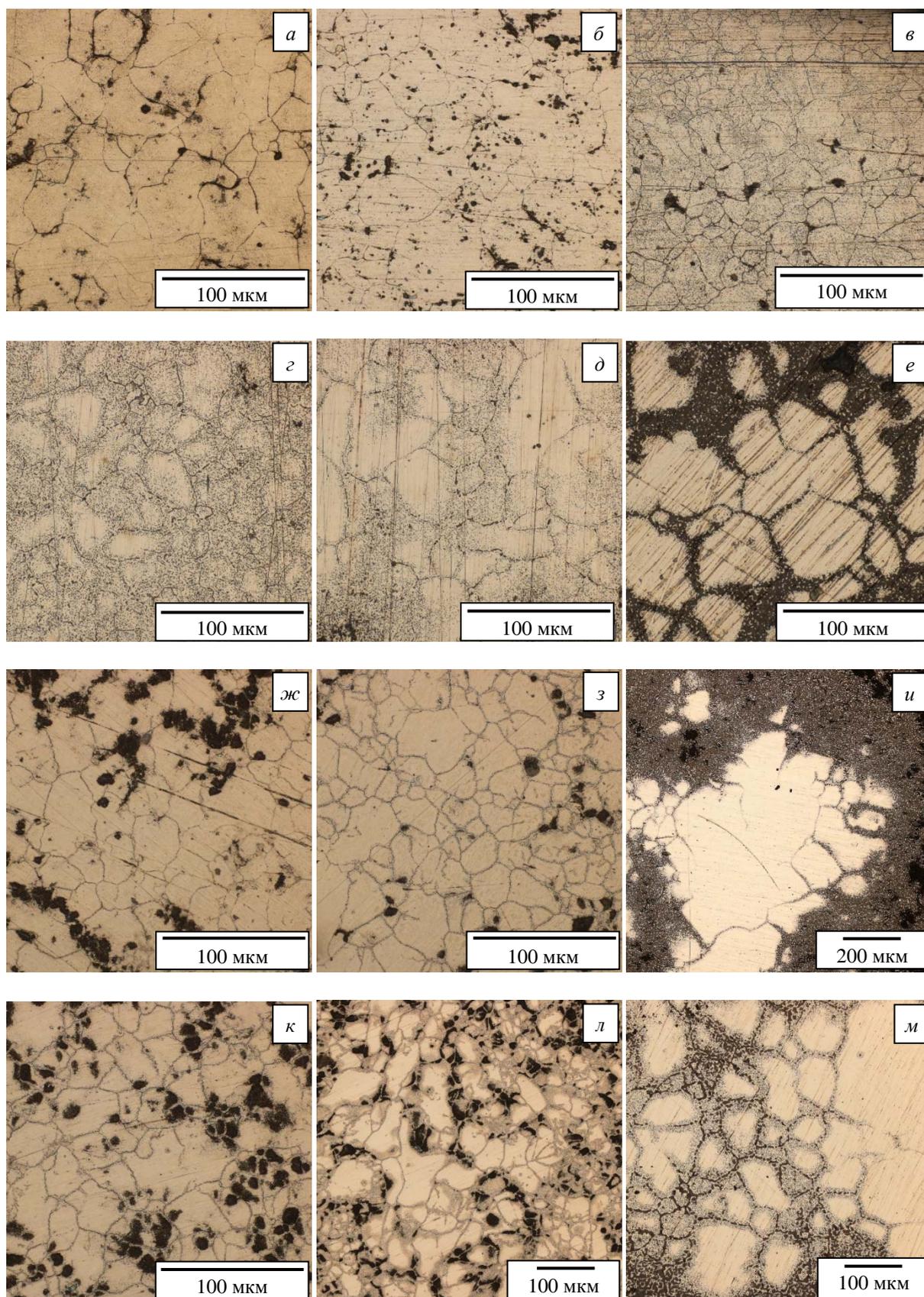


Рис. 2. Зеренная структура стали 29X2Г2С2МФ: а, ж, к – $T_{\text{нагр}} = 900 \text{ }^\circ\text{C}$; б, з, л – $T_{\text{нагр}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}$; в – $T_{\text{нагр}} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$; г – $T_{\text{нагр}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$; д – $T_{\text{нагр}} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$; е, и, м – $T_{\text{нагр}} = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$; а-е – выдержка 15 мин; ж-и – выдержка 30 мин; к-м – выдержка 60 мин

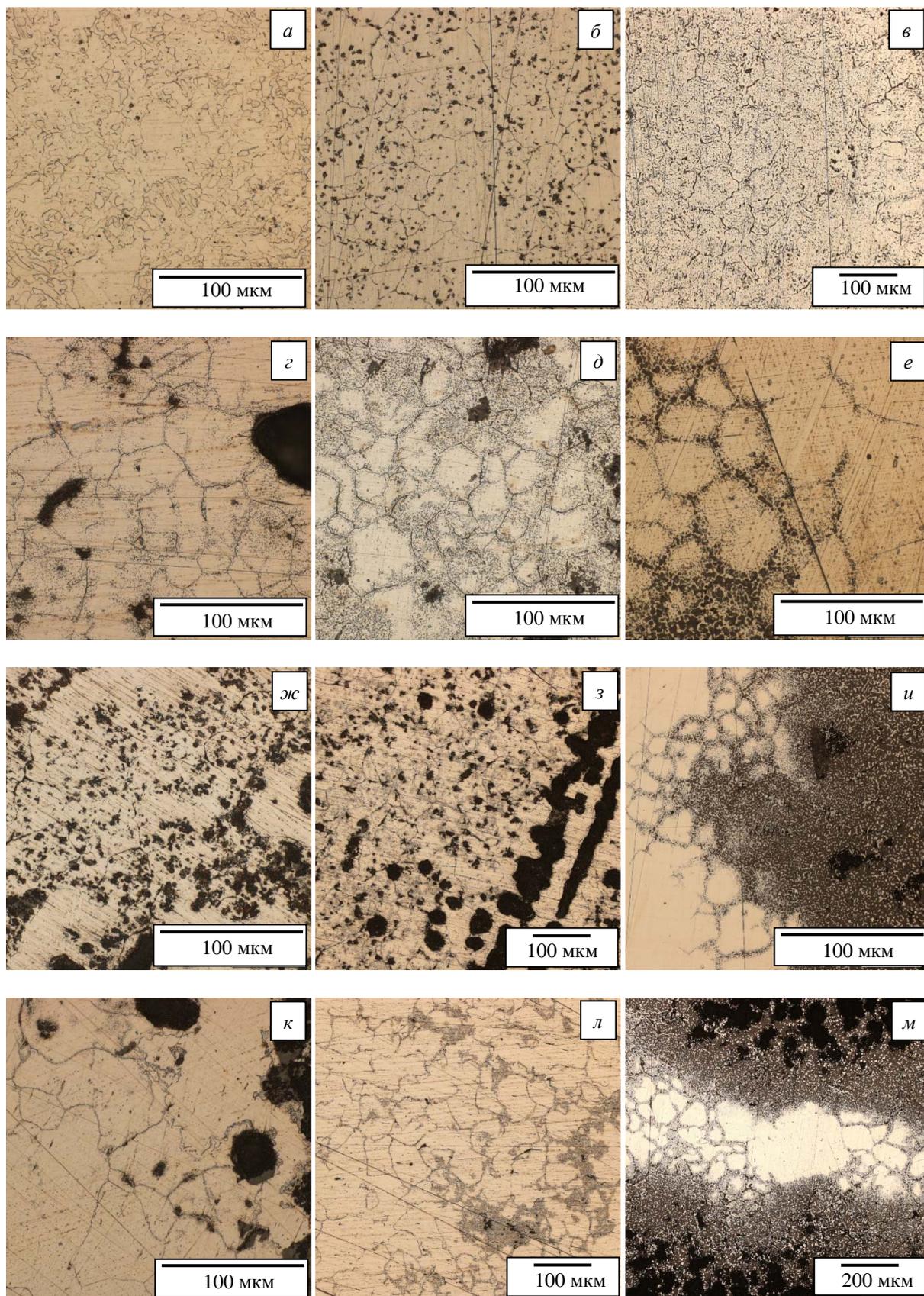


Рис. 3. Зеренная структура стали 44X2Г2С2МФ: а, ж, к – $T_{\text{нагр}} = 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$; б, з, л – $T_{\text{нагр}} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$; в – $T_{\text{нагр}} = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$; г – $T_{\text{нагр}} = 1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$; д – $T_{\text{нагр}} = 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$; е, и, м – $T_{\text{нагр}} = 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$; а–е – выдержка 15 мин; ж–и – выдержка 30 мин; к–м – выдержка 60 мин

Таблица 2

Средние размеры зерен аустенита исследуемых сталей после расчета с использованием анализатора твердых тел SIAMS 700 и программы Olympus Stream Motion 1.8, мкм

| $T_{\text{нагр}}, ^\circ\text{C}$ $\tau_{\text{в}}, \text{МИН}$ | 900 | 950 | 1000 | 1050 | 1100 | 1150 | 1200 |
|--|----------|----------|----------|----------|----------|----------|-----------|
| 29X2Г2С2МФ (SIAMS 700) | | | | | | | |
| 15 | 18,5±2,0 | 23,0±1,0 | 18,0±1,0 | 23,0±2,0 | 29,4±2,0 | 21,0±1,0 | 47,7±3,0 |
| 30 | 18,8±1,5 | 21,0±2,0 | 19,3±2,0 | 20,5±1,0 | 25,0±1,5 | 27,5±3,0 | 60,0±3,0 |
| 60 | 19,0±1,0 | 20,2±1,0 | 19,0±1,0 | 21,2±1,0 | 29,0±1,0 | 24,3±2,0 | 56,8±4,0 |
| 29X2Г2С2МФ (Olympus Stream Motion 1.8) | | | | | | | |
| 15 | 17,7±3,0 | 22,9±2,0 | 16,1±1,0 | 21,8±1,5 | 27,6±2,0 | 24,9±1,0 | 43,4±4,0 |
| 30 | 17,8±1,0 | 19,8±2,0 | 19,4±1,0 | 20,7±1,5 | 25,4±1,0 | 26,5±1,0 | 58,8±6,0 |
| 60 | 18,2±1,0 | 18,4±2,0 | 18,1±1,0 | 19,5±1,0 | 31,1±2,0 | 27,3±3,0 | 59,0±5,5 |
| 44X2Г2С2МФ (SIAMS 700) | | | | | | | |
| 15 | 18,0±2,0 | 18,4±1,5 | 40,6±3,0 | 25,6±2,0 | 27,0±2,0 | 30,7±1,0 | 43,0±3,0 |
| 30 | 16,2±3,0 | 30,0±2,0 | 22,0±2,0 | 24,2±1,0 | 28,0±2,0 | 31,0±1,0 | 40,3±3,0 |
| 60 | 22,0±2,0 | 31,1±3,0 | 23,0±1,0 | 28,0±1,0 | 34,1±1,0 | 29,4±1,5 | 56,5±3,0 |
| 44X2Г2С2МФ (Olympus Stream Motion 1.8) | | | | | | | |
| 15 | 14,7±6,0 | 19,5±1,5 | 36,9±3,0 | 24,0±3,0 | 25,2±2,5 | 29,8±1,0 | 39,8±6,0 |
| 30 | 13,3±4,5 | 34,0±2,5 | 23,5±2,0 | 23,8±2,0 | 28,2±2,0 | 29,6±1,5 | 42,4±4,5 |
| 60 | 21,4±2,0 | 29,8±7,0 | 21,8±1,0 | 26,9±3,5 | 35,0±2,0 | 30,6±1,5 | 54,7± 5,5 |

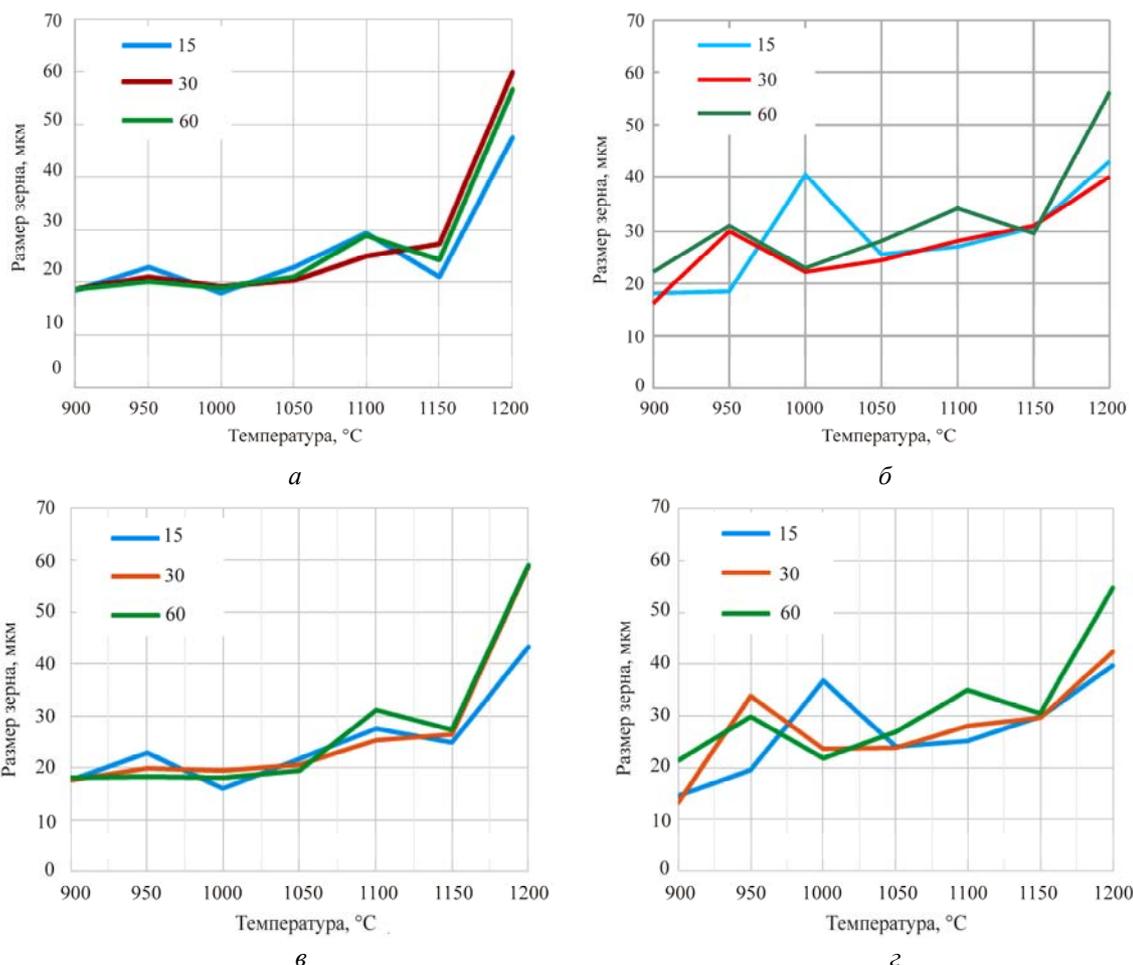


Рис. 4. Зависимость среднего размера зерна от температуры нагрева и времени выдержки сталей 29X2Г2С2МФ (а, б) и 44X2Г2С2МФ (в, г): а–б – расчет с использованием анализатора твердых тел SIAMS 700, в–г – расчет с использованием программы Olympus Stream Motion 1.8; 15, 30, 60 – время выдержки в минутах

Выводы

1. Показано, что в сталях с системой легирования Х2Г2С2МФ с повышением содержания углерода температура рекристаллизации аустенита снижается. В стали 29Х2Г2С2МФ температура рекристаллизации при любой выдержке находится в интервале значений 1100–1150 °С, а в стали 44Х2Г2С2МФ с увеличением времени выдержки до 30 и 60 мин температура рекристаллизации смещается в область меньших значений (950–1000 °С) по сравнению с выдержкой 15 мин (1000–1050 °С).

2. Сравнение средних размеров зерен аустенита, полученных с помощью анализатора твердых тел SIAMS 700 и программного комплекса Olympus Stream Motion 1.8, показало, что результаты аналогичны. Таким образом, использование программного комплекса Olympus Stream Motion 1.8 может быть задействовано для вычисления среднего размера зерен наравне с анализатором твердых тел SIAMS 700.

3. Установлено, что стали 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ являются наследственно-мелкозернистыми, так как до температуры 1100–1150 °С зерно аустенита практически не растет, оставаясь на уровне 25–30 мкм. При нагреве обеих сталей на температуру 1200 °С средний размер зерна находится в пределах от 50 до 60 мкм.

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

Список литературы

1. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. – М.: Металлургия, 1973. – 208 с. – (Сер. Успехи современного материаловедения).
2. Борисов И.А. Влияние перегрева на текстуру и зерно роторной стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2010. – № 7. – С. 3–9.
3. Борисов И.А., Дуб А.В. Влияние продолжительности высокого отпуска на текстуру и зерно перегретой роторной стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2013. – № 3. – С. 3–9.
4. Клецова О.А., Крылова С.Е., Приймак Е.Ю. Кинетика бейнитного превращения валковой стали 75Х3МФ // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2017. – № 10. – С. 10–15.
5. Майсурадзе М.В., Рыжков М.А., Куклина А.А. Влияние технологии производства на фазовые и структурные превращения кремнийсодержащей стали // *Сталь*. – 2017. – № 1. – С. 52–58.
6. Kazakov A.A., Kiselev D. Industrial application of thixomet image analyser for quantitative description of steel and alloy's microstructure // *Metallography, Microstructure and Analysis*. – 2016. – No. 5. – P. 294–301.

7. Майсурадзе М.В., Рыжков М.А., Сурнаева О.А. Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства высокопрочной кремнистой стали // *Сталь*. – 2016. – № 6. – С. 62–66.

8. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.N. Very strong bainite // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. – 2004. – No. 8. – P. 251–257.

9. Влияние микроструктуры и сегрегации элементов на ударную вязкость высокопрочной низкоуглеродистой бейнитной стали / Ду Миньхуань, Пен Хуахуа, Тянь Хунбинь, Сунь Ли, Оу Лин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2016. – № 3. – С. 13–16.

10. Особенности формирования структуры и свойств сталей с гетерогенной бейнитно-мартенситной структурой для газонефтепроводов / С.В. Беликов, К.И. Сергеева, О.Ю. Корниенко, И.Н. Ашихмина, А.И. Степанов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2010. – № 12. – С. 9–14.

11. 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.

12. Navarro-Lopez A., Sietsma J., Santofimia M.J. Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetics below M_s in a low-C high-Si steel // *Metallurgical and Materials Transactions*. – 2016. – Vol. 47A. – P. 1028–1039.

13. М/А-составляющая в структуре высокопрочной низкоуглеродистой бейнитной стали / А.А. Кичкина, М.Ю. Матросов, Л.И. Эфрон, Д.А. Рингинен, И.В. Лясоцкий, Е.В. Шульга, А.А. Ефимов // *Металлург*. – 2018. – № 8, ч. 1. – С. 44–52.

14. Получение структуры нижнего бескарбидного бейнита в результате изотермической обработки сталей типа ХЗГ3МФС и ХНЗМФС / Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов, Д.О. Панов, В.П. Вылежнев, А.Ю. Калетин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2016. – № 2. – С. 4–13.

15. Принципы конструирования химического состава сталей для получения структуры нижнего бескарбидного бейнита при замедленном охлаждении / Ю.Н. Симонов, Д.О. Панов, М.Ю. Симонов, В.П. Вылежнев, А.С. Иванов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – № 7. – С. 20–28.

16. Юрченко А.Н., Симонов Ю.Н. Структурные особенности, механические свойства и термическая обработка бейнитных сталей // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение и материаловедение*. – 2016. – Т. 18, № 3. – С. 160–181.

17. 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.

18. Абросимова А.А., Панов Д.О., Симонов Ю.Н. Рост аустенитного зерна при нагреве сталей типа ХЗГ3МФС и ХНЗМФС // *Вестник Пермского национа-*

нального исследовательского политехнического университета. Машиностроение и материаловедение. – 2015. – Т. 17, № 2. – С. 78–88.

19. Борисов И.А., Дуб А.В. Устранение крупнозернистости в стали 25ХНЗМФА после перегрева до разных температур // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – № 12. – С. 11–16.

20. Хун-Бинь Цзя, Хун-Мэй Чжан, Чэн-Цянь Сунь. Исследование растворения частиц второй фазы и роста аустенитного зерна при нагреве мелкозернистой высокопрочной IF-стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2016. – № 6. – С. 14–19.

21. Исследование роста аустенитного зерна в стали, микролегированной Ti и Nb / Х.Л. Ян, Г. Сюй, Л. Ван, Ц. Янь, Б. Хэ. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2017. – № 1. – С. 7–12.

22. Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О. Выявление границ аустенитных зерен в сталях с мартенситной структурой методом окисления // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – Т. 74, № 6. – С. 42–45.

23. Гольдштейн М.И., Грачев С.И., Векслер Ю.Г. Специальные стали: учеб. для вузов. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.

24. Александров В.М. *Материаловедение и технология конструкционных материалов: учеб. пособие. Ч. 1. Материаловедение. Стандарт 3-го поколения / Сев. (Аркт.) фед. ун-т. – Архангельск, 2015. – 327 с.*

25. *Металловедение и термическая обработка металлов: пособие к лаб. работам / И.Г. Сизов, Б.Д. Лыгденов, Д.М. Махаров, Ю.П. Аганаев, И.Б. Обунеев. – Улан-Удэ: Изд-во ВСГТУ, 2006. – 238 с.*

26. Панов Д.О., Юрченко А.Н., Сосновская О.Н. Исследование переохлажденного аустенита стали 44Х2Г2С2МФ в условиях непрерывного охлаждения // *Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении – ИТММ-2016: сб. тез. III Междунар. науч.-практ. конф. – Пермь, 2016. – С. 108–110.*

27. Юрченко А.Н., Панов Д.О., Симонов Ю.Н. Изменение микроструктуры экономно-легированной стали в зависимости от скорости непрерывного охлаждения и температуры изотермической выдержки // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. – 2017. – Т. 19, № 1. – С. 98–110.

References

1. Sadovskii V.D. *Strukturnaia nasledstvennost' v stali* [Structural heredity in steel]. Moscow: Metallurgii, 1973, 208 p. – (Ser. Uspekhi sovremennogo metallovedeniia).

2. Borisov I.A. Vliianie peregreva na teksturu i zerno rotornoi stali [Effect of overheating on texture and grain of rotor steel]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2010, no. 7, pp. 3–9.

3. Borisov I.A., Dub A.V. Vliianie prodolzhitel'nosti vysokogo otpuska na teksturu i zerno peregretoi rotornoi stali [Influence of high vacation duration on texture and grain of superheated rotor steel]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2013, no. 3, pp. 3–9.

4. Kletsova O.A., Krylova S.E., Priimak E.Iu. Kinetika beinitnogo prevrashcheniia valkovoii stali 75Kh3MF [Kinetics of bainite transformation of roll steel 75Cr3MoW].

Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov, 2017, no. 10, pp. 10–15.

5. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Kuklina A.A. Vliianie tekhnologii proizvodstva na fazovye i strukturnye prevrashcheniia kremniisoderzhashchei stali // *Stal'*. 2017. № 1. S. 52–58.

6. Kazakov A.A., Kiselev D. Industrial application of thixomet image analyser for quantitative description of steel and alloy's microstructure [Influence of production technology on phase and structural transformation of silicon-containing steel]. *Metallurgy, Microstructure and Analysis*, 2016, no. 5, pp. 294–301.

7. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Surnaeva O.A. Vliianie termicheskoi obrabotki na mikrostrukturu i mekhanicheskie svoistva vysokoprochnoi kremnistoi stali [Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of high-strength silicon steel]. *Stal'*, 2016, no. 6, pp. 62–66.

8. 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.

9. Du Min'khian', Pen Khuakhia, Tian' Khunbin', Sun' Li, Ou Lin. Vliianie mikrostruktury i segregatsii elementov na udarnuiu viazkost' vysokoprochnoi nizkouglerodistoi beinitnoi stali [Influence of microstructure and segregation of elements on impact toughness of high-strength low-carbon bainite steel]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2016, no. 3, pp. 13–16.

10. Belikov S.V., Sergeeva K.I., Komienko O.Iu., Ashikhmina I.N., Stepanov A.I. Osobennosti formirovaniia struktury i svoistv stali s geterogennoi beinitno-martensitnoi strukturoi dlia gazonefteprovodov [Features of formation of structure and properties of steels with heterogeneous bainite-martensitic structure for oil and gas pipelines]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2010, no. 12, pp. 9–14.

11. 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 metallo*, 2010, no. 1, pp. 19–24.

12. Navarro-Lopez A., Sietsma J., Santofimia M.J. Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetics below MS in a low-C high-Si steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2016, vol. 47A, pp. 1028–1039.

13. Kichkina A.A., Matrosov M.Iu., Efron L.I., Ringinen D.A., Liasotskii I.V., Shul'ga E.V., Efimov A.A. M/A-sostavliaushchaia v strukture vysokoprochnoi nizkouglerodistoi beinitnoi stali [M/A component in the structure of high-strength low-carbon bainite steel]. *Metallurg*, 2018, no. 8, ch. 1, pp. 44–52.

14. Simonov Iu.N., Simonov M.Iu., Panov D.O., Vylezhnev V.P., Kaletin A.Iu. Poluchenie struktury nizhnego beskarbidnogo beinita v rezul'tate izotermicheskoi obrabotki stali tipa Kh3G3MFS i KhN3MFS [Obtaining the structure of lower carbide-free bainite as a result of isothermal treatment of steels such as Cr3Mg3MoWSi and CrNi3MoWSi]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2016, no. 2, pp. 4–13.

15. Simonov Iu.N., Panov D.O., Simonov M.Iu., Vylezhnev V.P., Ivanov A.S. Printsipy konstruirovaniia khimi-

cheskogo sostava stali dlia polucheniia struktury nizhnego beskar-bidnogo beinita pri zamedlenom okhlazhdenii [Principles of design of chemical composition of steels for obtaining the structure of lower carbide-free bainite at slow cooling]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2015, no. 7, pp. 20–28.

16. Iurchenko A.N., Simonov Iu.N. Strukturnye osobennosti, mekhanicheskie svoistva i termicheskaiia obrabotka beinitnykh stali [Structural features, mechanical properties and heat treatment of bainite steels]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie i materialovedenie*, 2016, vol. 18, no. 3, pp. 160–181.

17. Iurchenko A.N., Simonov Iu.N., Mikriukov M.Iu. Vliianie nepreryvnogo okhlazhdeniia i izotermicheskoi vyderzhki na mikrostrukturu i mekhanicheskie svoistva stali 17Kh2G2S2MF i 29Kh2G2S2MF [Effect of Continuous Cooling and Isothermal Holding on Microstructure and Mechanical Properties of 17Cr2Mg2Si2MoW and 29Cr2Mg2Si2MoW Steels]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie i materialovedenie*, 2016, vol. 18, no. 1, pp. 101–116.

18. Abrosimova A.A., Panov D.O., Simonov Iu.N. Rost austenitnogo zerna pri nagreve stali tipa Kh3G3MFS i KhN3MFS [Growth of austenitic grain at heating of steels of Cr3Mg3MoWSi and CrH3MoWSi type]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie i materialovedenie*, 2015, vol. 17, no. 2, pp. 78–88.

19. Borisov I.A., Dub A.V. Ustranenie krupnozernistosti v stali 25KhN3MFA posle peregreva do raznykh temperatur [Removal of coarse-grained steel 25CrNi3MWA after overheating to different temperatures] *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*. 2015. № 12. S. 11–16.

20. Khun-Bin' Tszia, Khun-Mei Chzhan, Chen-Tsian' Sun'. Issledovanie rastvoreniia chastits vtoroi fazy i rosta austenitnogo zerna pri nagreve melkozernistoi vysokoprochnoi IF-stali [Investigation of dissolution of particles of the second phase and growth of austenitic grain at heating of fine-grained high-strength IF-steel]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2016, no. 6, pp. 14–19.

21. Ian Kh.L., Siui G., Van L., Ian' Ts., Khe B. Issledovanie rosta austenitnogo zerna v stali, mikrolegirovannoi Ti i Nb [Study of austenitic grain growth in Ti and Nb microalloyed steel]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2017, no. 1, pp. 7–12.

22. Bykova P.O., Zaiats L.Ts., Panov D.O. Vyiavlenie granits austenitnykh zeren v staliakh s martensitnoi strukturoi metodom okisleniia [Study of austenitic grain growth in Ti and Nb microalloyed steel]. *Zavodskaiia laboratoria. Diagnostika materialov*, 2008, vol. 74, no. 6, pp. 42–45.

23. Gol'dshtein M.I., Grachev S.I., Veksler Iu.G. Spetsial'nye stali [Special steels]. Moscow: Metallurgiiia, 1985, 408 p.

24. Aleksandrov V.M. Materialovedenie i tekhnologiiia konstruktivnykh materialov: ucheb. posobie. Ch. 1. Materialovedenie [Materials science and structural materials technology]. Arkhangel'sk, 2015, 327 p.

25. Sizov I.G., Lygdenov B.D., Makharov D.M., Aganaev Iu.P., Obuneev I.B. Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka me-tallov: posobie k lab. rabotam [Metal science and heat treatment of metals]. Ulan-Ude: Izd-vo VSGTU, 2006, 238 p.

26. Panov D.O., Iurchenko A.N., Sosnovskaiia O.N. Issledovanie pereokhlazhdenno go austenita stali 44Kh2G2S2MF v usloviakh nepreryvnogo okhlazhdeniia [Investigation of supercooled austenite of steel 44Cr2Mg2Si2MoW under continuous cooling conditions]. *Innovatsionnye tekhnologii v materialovedeni i ma-shinostroeni i – ITMM-2016: sb. tez. III Mezhdunar. na-uch.-prakt. konf. Perm'*, 2016, pp. 108–110.

27. Iurchenko A.N., Panov D.O., Simonov Iu.N. Izmenenie mikrostruktury ekonomno-legirovannoi stali v zavisimosti ot skorosti nepreryvnogo okhlazhdeniia i temperatury izotermicheskoi vyderzhki [Change of microstructure of economically alloyed steel depending on continuous cooling rate and isothermal holding temperature]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2017, vol. 19, no. 1, pp. 98–110.

Получено 05.09.19

Опубликовано 26.11.19

Сведения об авторах

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

Роман Дмитриевич Гребенкин (Пермь, Россия) – магистрант кафедры металловедения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: repikhs@gmail.com.

Надежда Сергеевна Менлышева (Пермь, Россия) – студентка кафедры металловедения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: nadezhda.menlysheva@yandex.ru.

Юрий Николаевич Симонов (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор, завкафедрой металловедения, 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.

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

Nadezhda S. Menlysheva (Perm, Russian Federation) – Student, Department of Metal Science, Heat and Laser Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: nadezhda.menlysheva@yandex.ru.

Iurii N. Simonov (Perm, Russian Federation) – 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.