

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

УДК 621.186.5:669.14.018.298

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-4-399-406>

Поступила в редакцию 20.10.2017

Received 20.10.2017

В. А. Кукареко¹, А. Л. Валько¹, А. Н. Чичин²¹*Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь*²*Минский тракторный завод, Минск, Беларусь***ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА ЦЕМЕНТИРУЕМЫХ
КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ НА РОСТ АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА
В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВЫДЕРЖКИ**

Аннотация. Исследовано влияние режима нагрева образцов конструкционных цементуемых сталей 20ХН3А, 20ХГНР и 15ХГН2ТА на величину аустенитного зерна после высокотемпературной изотермической выдержки при 1000 °С. Показано, что нагрев сталей со скоростью 1,2–3,0 °С/мин в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения стабилизирует зеренную структуру сталей и приводит к замедлению кинетики роста аустенитного зерна при длительной высокотемпературной выдержке, что позволяет повысить температуру химико-термической обработки сталей. Сделано заключение, что стабилизация зеренной структуры сталей связана с образованием при медленном нагреве сегрегаций примесных атомов и частиц на границах зерен с высокоугловой разориентацией, что препятствует миграции границ зерен в процессе длительной высокотемпературной выдержки. Проведена высокотемпературная химико-термическая обработка партии заготовок из стали 20ХН3А по экспериментальному режиму со ступенчатым нагревом в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, обеспечившему получение качественной мелкозернистой структуры цементованного слоя.

Ключевые слова: наследственно-мелкозернистые конструкционные стали для цементации, скорость нагрева, размер аустенитного зерна

Для цитирования. Кукареко, В. А. Влияние скорости нагрева цементуемых конструкционных сталей на рост аустенитного зерна в процессе высокотемпературной выдержки / В. А. Кукареко, А. Л. Валько, А. Н. Чичин // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2018. – Т. 63, № 4. – С. 399–406. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-4-399-406>

V. A. Kukareko¹, A. L. Valko¹, A. N. Chichin²¹*Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*²*Minsk Tractor Works, Minsk, Belarus***THE INFLUENCE OF THE HEATING RATE OF CEMENTED CONSTRUCTIONAL STEELS
ON THE GROWTH OF AUSTENITIC GRAIN IN THE PROCESS OF HIGH-TEMPERATURE HOLDING**

Abstract. The influence of the heating mode of samples of constructional cemented steels 20ХН3А, 20ХГНР and 15ХГН2ТА on the value of austenite grain after high-temperature isothermal aging at 1000 °С is studied. It is shown that the heating of steels at a rate of 1.2–3.0 °С / min in the phase-transformation interval stabilizes the grain structure of the steels and leads to a slowing down of the kinetics of the growth of austenite grains during prolonged high-temperature aging, which makes it possible to increase the temperature of the chemical-thermal treatment of steels. It is concluded that the stabilization of the grain structure of steels is associated with the formation of segregation of impurity atoms and particles at grain boundaries with high-angle disorientation during slow heating, which prevents migration of grain boundaries in the process of prolonged high-temperature aging. A high-temperature chemical-thermal treatment of a batch of billets from steel 20ХН3А under experimental conditions with stepwise heating in the phase-transformation interval provided a qualitative fine-grained structure of the cemented layer.

Keywords: inherent fine-grained constructional steels for case-hardening, heating rate, austenitic grain size

For citation. Kukareko V. A., Valko A. L., Chichin A. N. The influence of the heating rate of cemented constructional steels on the growth of austenitic grain in the process of high-temperature holding. *Vesti Natsyonal'nai akademii nauk Belarusi. Seriya fizika-technichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2018, vol. 63, no. 4, pp. 399–406 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-4-399-406>

Введение. Использование современных методов химико-термической обработки, и, в частности, метода цементации, обеспечивает повышение эксплуатационной надежности и ресурса

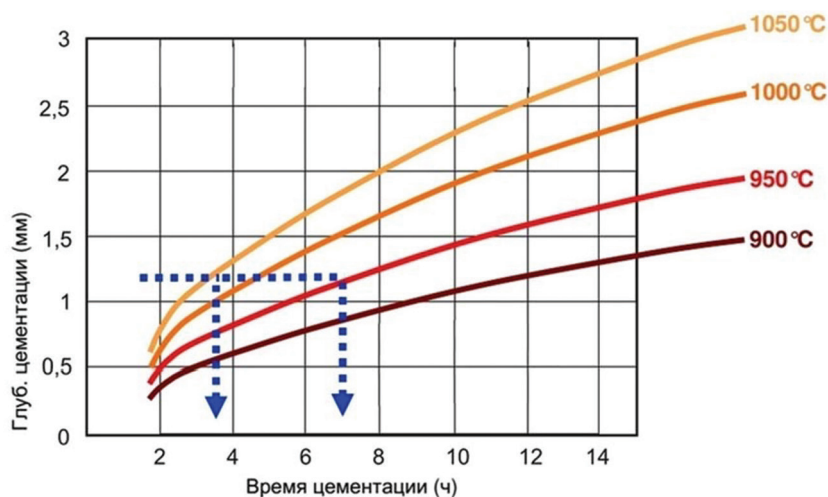


Рис. 1. Схема зависимости глубины цементированного слоя легированных конструкционных сталей от температуры и времени цементации

Fig. 1. Schematic dependence of case-hardened layer depth of alloyed constructional steels on temperature and duration of cementation

работоспособности зубчатых колес при снижении стоимости обработки. Одним из наиболее перспективных современных способов цементации, гарантирующим эффективное регулирование профиля распределения углерода по глубине слоя, уменьшение расхода электроэнергии и технологического газа, является метод высокотемпературной вакуумной цементации в атмосфере ацетилена [1]. Указанный способ позволяет добиться существенного ускорения процесса цементации за счет повышения температуры процесса от 930–940 °С до 1000–1040 °С. Так, в частности, возрастание температуры химико-термической обработки от 940 до 1040 °С обеспечивает увеличение глубины цементированного слоя в 1,6 раза при одинаковой продолжительности обработки [2]. Реализация высокотемпературной цементации приводит к существенному сокращению времени химико-термической обработки (рис. 1). В частности, при увеличении температуры химико-термической обработки сталей от 950 до 1000 °С время цементации уменьшается с 7 до 4,5 ч.

Вместе с тем применение стандартных сталей для высокотемпературной цементации в значительной степени сдерживается ростом аустенитного зерна в упрочненном слое и сердцевине зубчатых колес, что сопровождается понижением их ударной вязкости и сопротивления усталостному разрушению. В связи с этим весьма актуальной проблемой является разработка наследственно-мелкозернистых цементуемых сталей, сохраняющих мелкозернистую структуру после длительных изотермических выдержек при температурах 1000–1050 °С.

Решение указанной задачи достаточно трудоемко и затратно. Альтернативным способом повышения стабильности зеренной структуры сталей при высокотемпературных обработках может являться усовершенствование технологических режимов обработки. В частности, в [3, 4] установлено, что на кинетику укрупнения аустенитного зерна легированных сталей при высокотемпературных выдержках значительное влияние может оказывать скорость их нагрева до температур аустенизации и исходная структура. При этом в [4] было показано, что определяющую роль в кинетике роста зерна играет исходная структура стали и скорость ее нагрева в температурном интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. В связи с этим задачей нашей работы являлось исследование влияния скорости нагрева ряда типичных конструкционных цементуемых сталей на величину аустенитного зерна после длительной изотермической выдержки при 1000 °С с целью разработки технологических режимов нагрева, обеспечивающих формирование мелкозернистой структуры при высокотемпературной цементации.

Методика эксперимента. Исследование проводилось на образцах промышленных легированных конструкционных сталей 20ХН3А, 20ХГНР и 15ХГН2ТА (ГОСТ 4543-71). Химические составы сталей приведены в таблице.

Химический состав исследуемых сталей (мас.%)

Chemical composition of test steels (wt.%)

| Сталь | C | Cr | Ni | Mn | Si | Cu | Ti | Mo | P | S | Fe |
|----------|--------|------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|--------|
| 20ХН3А | ≈ 0,20 | 0,80 | 2,86 | 0,49 | 0,29 | 0,23 | 0,01 | 0,03 | 0,012 | 0,013 | основа |
| 20ХГНР | ≈ 0,18 | 0,82 | 0,86 | 0,75 | 0,34 | 0,03 | 0,02 | – | 0,006 | 0,004 | основа |
| 15ХГН2ТА | ≈ 0,15 | 0,87 | 1,50 | 0,99 | 0,28 | 0,21 | 0,05 | 0,03 | 0,012 | 0,022 | основа |

Образцы для исследований (\varnothing 25 мм, толщина 10 мм) вырезались из стальных поковок, прошедших предварительную термическую обработку в толкательном агрегате П-454 по режиму: нагрев до 930–940 °С, выдержка в течение 2 ч, охлаждение в накопительном контейнере на воздухе до температуры 20 °С, высокий отпуск при температуре 620–640 °С в течение 4 ч, охлаждение на воздухе до температуры 20 °С. Микроструктура поковок – ферритно-перлитная, содержание бейнита и мартенсита не превышало 10 %, строчечность (полосчатость) отсутствовала. Твердость поковок 179–228 НВ.

Окончательная термическая обработка образцов сталей проводилась по трем различным режимам с использованием печи СНОЛ 0,2.0.30,2/1300:

режим 1 – нагрев образцов сталей до 1000 °С со скоростью 6 °С/мин, высокотемпературная выдержка в течение 1 ч;

режим 2 – ступенчатый нагрев образцов со скоростью 6 °С/мин до температуры 670 °С, медленный нагрев до 850 °С со скоростью 3 °С/мин, нагрев до 1000 °С со скоростью 5 °С/мин, выдержка 1 ч;

режим 3 – ступенчатый нагрев образцов со скоростью 6 °С/мин до температуры 670 °С, медленный нагрев до 850 °С со скоростью 1,2 °С/мин, нагрев до 1000 °С со скоростью 5 °С/мин, выдержка 1 ч.

После высокотемпературной выдержки образцов сталей при 1000 °С проводилась их закалка в масло.

Металлографическое исследование проводилось на микроскопе Neophot 32 при увеличении $\times 100$ и $\times 200$. Размер аустенитного зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639-82 (пункт 3.6) с использованием метода хорд. Для выявления границ зерен применялся метод химического травления в реактиве, изготовленном по патенту (Патент № 14748, Республика Беларусь: МПК С 23 F 1/28. Металлографический реактив для выявления границ действительного зерна стали).

Измерение твердости и микротвердости сталей по Виккерсу проводилось на приборе DuraScan 20 при нагрузках 10 кг и 0,2 кг соответственно.

Результаты исследований и обсуждение. На рис. 2 приведены микроструктуры исследуемых сталей в исходном состоянии (после предварительной термической обработки, включающей нормализацию и высокий отпуск). Можно видеть, что предварительная термическая

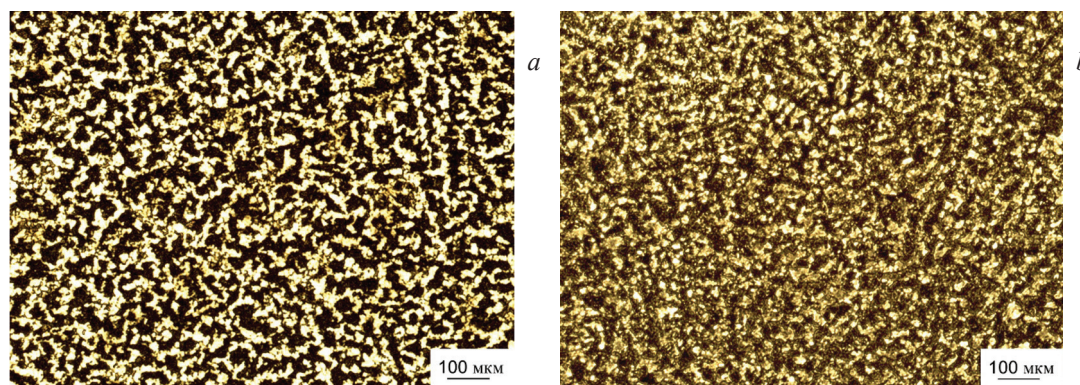


Рис. 2. Микроструктуры сталей 20ХН3А (а) и 20ХГНР (b) после предварительной термической обработки (нормализация и высокий отпуск)

Fig. 2. Microstructures of 20ХН3А (a) и 20ХГНР (b) steels after preliminary heat treatment (normalization and high-temperature tempering)

обработка сталей приводит к формированию в них равновесной мелкозернистой ферритно-перлитной структуры. Твердость сталей 20ХН3А, 20ХГНР и 15ХГН2ТА, подвергнутых предварительной термической обработке, составляла 183, 175 и 225 НВ 10, соответственно.

При стандартном нагреве исследуемых сталей до 1000 °С со скоростью 6 °С/мин, реализующейся при загрузке стальных заготовок в нагретую до температуры аустенизации печь, в них регистрируется сравнительно быстрый рост аустенитного зерна (рис. 3). При этом в сталях 20ХН3А, 20ХГНР и 15ХГН2ТА формируется разнотернистая структура со средним размером зерна 95, 128 и 91 мкм соответственно. Указанная структура является недопустимой с точки зрения требований нормативных документов к микроструктуре цементированных сталей (ОСТ 23.4.52–83) и предприятия «Минский тракторный завод» (Стандарт предприятия СТП 257 – 2188 – 2004 «Сталь цементованная и нитроцеменованная для зубчатых колес. Методы контроля качества микроструктуры и толщины слоя»).

При уменьшении скорости нагрева исследуемых сталей в интервале температур фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения до 3 °С/мин регистрируется существенное измельчение структуры (рис. 4). Значения среднего размера аустенитных зерен составляют 52, 45 и 51 мкм для сталей 20ХН3А, 20ХГНР и 15ХГН2ТА соответственно. При этом можно отметить, что в сталях существенно уменьшается количество крупных зерен.

В случае нагрева сталей в интервале температур фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода со скоростью 1,2 °С/мин (режим 3) в них формируется сравнительно равномерная мелкозернистая структура со средним размером аустенитного зерна, составляющим 55 и 56 и 51 мкм для сталей 20ХН3А, 20ХГНР и 15ХГН2ТА соответственно (рис. 5).

На основании полученных данных можно констатировать, что уменьшение скорости нагрева образцов легированных конструкционных сталей в интервале температур фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения от 6 °С/мин до 1,2–3,0 °С/мин приводит к существенному измельчению зеренной структуры (в ≈ 2 раза) и уменьшению разнотернистости сталей после высокотемпературной выдержки при 1000 °С. Таким образом, склонность к росту аустенитного зерна конструкционных цементруемых сталей при высокотемпературной изотермической выдержке зависит не только от температуры и времени выдержки, но в значительной степени определяется и условиями фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при нагреве сталей с различными скоростями. Подобный вывод был сделан

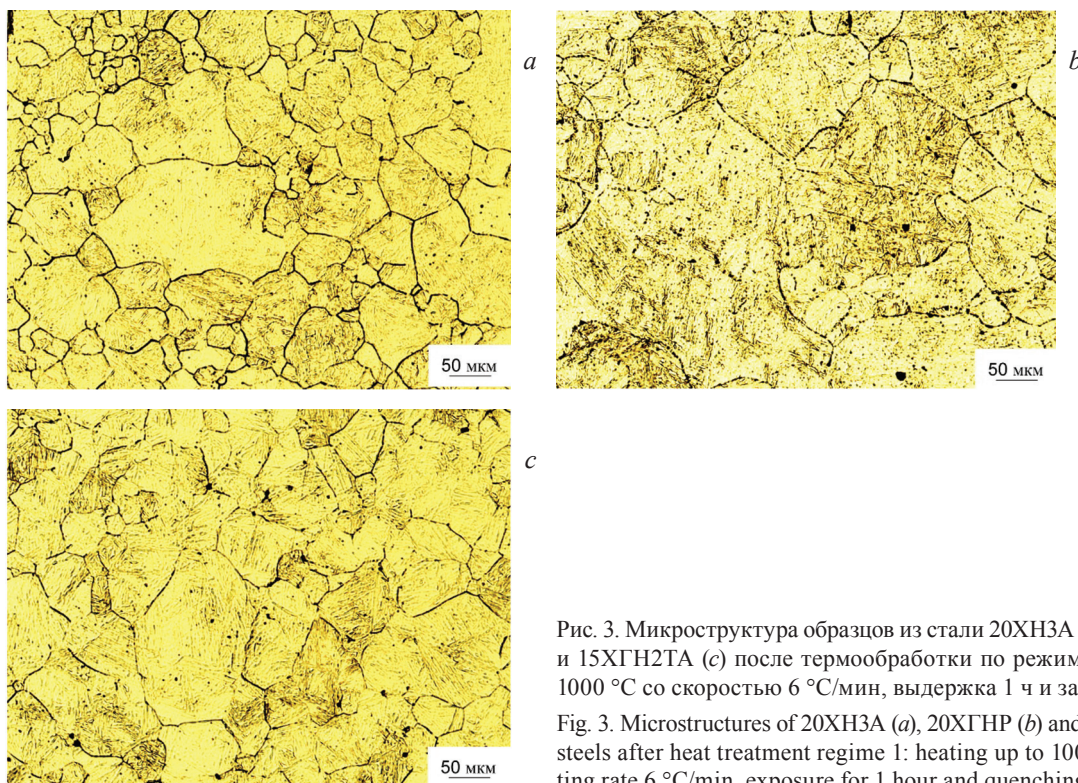


Рис. 3. Микроструктура образцов из стали 20ХН3А (а), 20ХГНР (b) и 15ХГН2ТА (с) после термообработки по режиму 1: нагрев до 1000 °С со скоростью 6 °С/мин, выдержка 1 ч и закалка в масло
Fig. 3. Microstructures of 20ХН3А (a), 20ХГНР (b) and 15ХГН2ТА (c) steels after heat treatment regime 1: heating up to 1000 °С with heating rate 6 °С/мин, exposure for 1 hour and quenching in oil

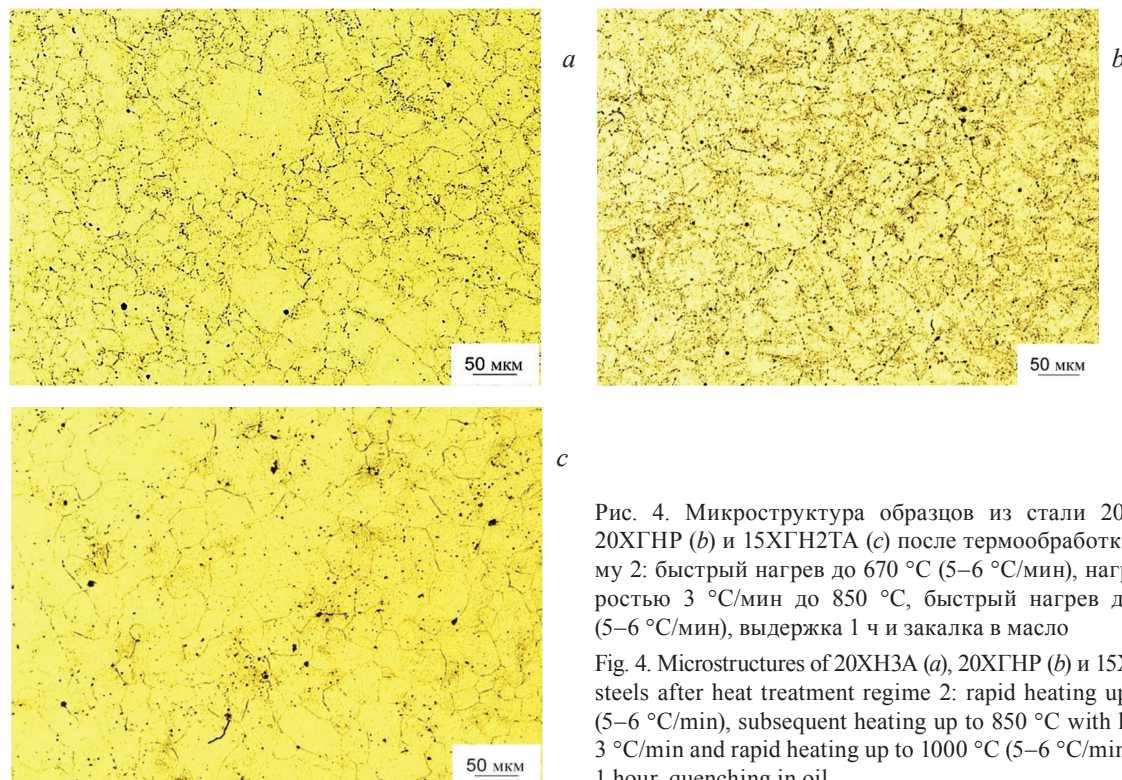


Рис. 4. Микроструктура образцов из стали 20ХН3А (а), 20ХГНР (b) и 15ХГН2ТА (с) после термообработки по режиму 2: быстрый нагрев до 670 °С (5–6 °С/мин), нагрев со скоростью 3 °С/мин до 850 °С, быстрый нагрев до 1000 °С (5–6 °С/мин), выдержка 1 ч и закалка в масле

Fig. 4. Microstructures of 20ХН3А (a), 20ХГНР (b) и 15ХГН2ТА (c) steels after heat treatment regime 2: rapid heating up to 670 °С (5–6 °С/min), subsequent heating up to 850 °С with heating rate 3 °С/min and rapid heating up to 1000 °С (5–6 °С/min), exposure 1 hour, quenching in oil

ранее в [4] при исследовании кинетики роста зерна в стали 18ХНВА. При этом в этой работе было обнаружено существенное возрастание скорости укрупнения аустенитного зерна в случае нагрева стали 18ХНВА, имеющей исходную неравновесную мартенситную структуру. В [4] было сделано заключение, что наличие в стали мартенситных структур приводит к упорядоченности процессов фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при ускоренном нагреве с образованием фазонаклепанного аустенита, имеющего малоугловые границы [5, 6]. Указанное структурное состояние аустенитной

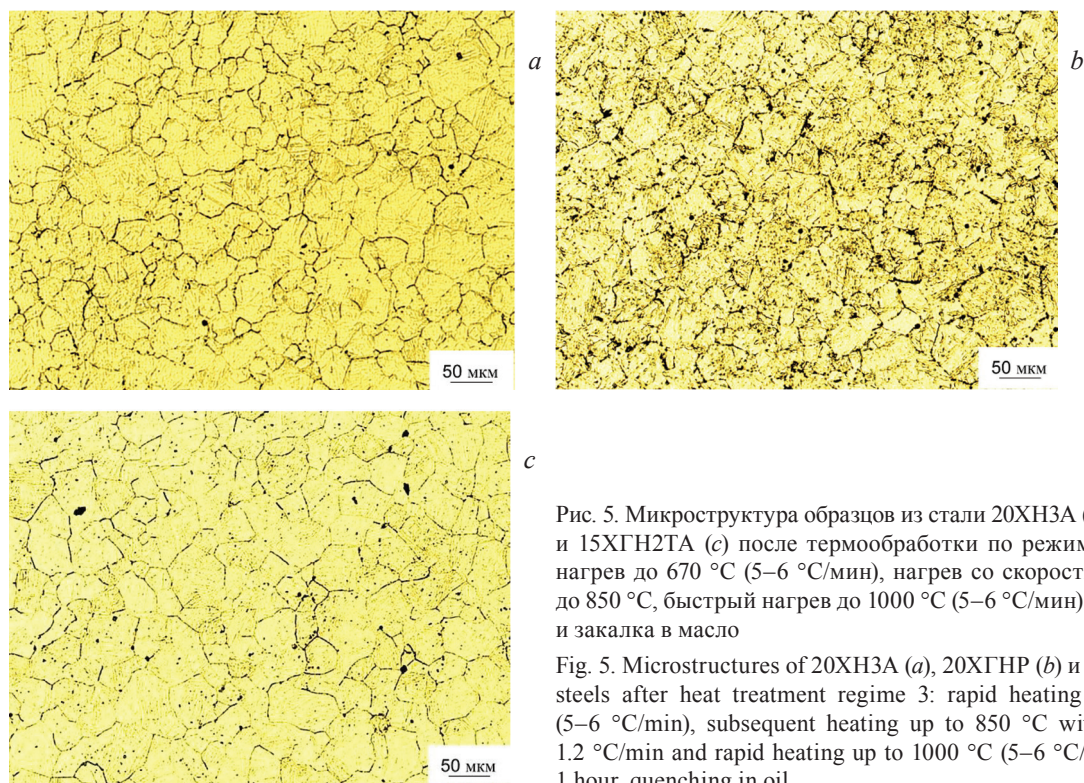


Рис. 5. Микроструктура образцов из стали 20ХН3А (а), 20ХГНР (b) и 15ХГН2ТА (с) после термообработки по режиму 3: быстрый нагрев до 670 °С (5–6 °С/мин), нагрев со скоростью 1,2 °С/мин до 850 °С, быстрый нагрев до 1000 °С (5–6 °С/мин), выдержка 1 ч и закалка в масле

Fig. 5. Microstructures of 20ХН3А (a), 20ХГНР (b) и 15ХГН2ТА (c) steels after heat treatment regime 3: rapid heating up to 670 °С (5–6 °С/min), subsequent heating up to 850 °С with heating rate 1.2 °С/min and rapid heating up to 1000 °С (5–6 °С/min), exposure 1 hour, quenching in oil

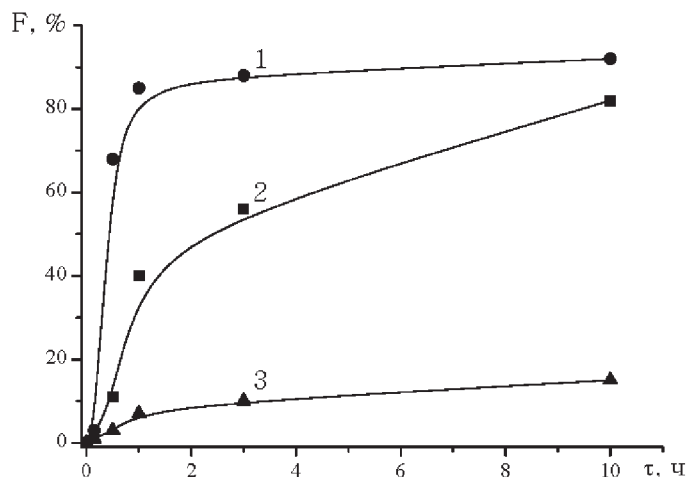


Рис. 6. Изменение объемной доли крупнозернистой структуры F в процессе высокотемпературной изотермической выдержки стали 18ХНВА при 930 °С в зависимости от режима предварительной термической обработки стали при нагреве со скоростью ≈ 200 °С/мин: 1 – закалка; 2 – нормализация; 3 – закалка и высокий отпуск (650 °С) [4]

Fig. 6. The change in the volume fraction of coarse-grained structure F in the process of high-temperature isothermal aging of steel 18ХНВА at 930 °С, depending on the mode of preliminary heat treatment with heating at a rate of ≈ 200 °С/min: 1 – quenching; 2 – normalization; 3 – hardening and high tempering (650 °С) [4]

структуры весьма нестабильно и способствует развитию процессов коалесценции (слияния) аустенитных зерен и ускоренному их росту [4]. При этом увеличение скорости нагрева в интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и наличие мартенситных структур ускоряет огрубление аустенитной структуры (рис. 6).

Поскольку исследуемые в настоящей работе стали в исходном состоянии имеют равновесную ферритно-перлитную структуру, то можно полагать, что в процессе их медленного нагрева ($\sim 1\text{--}3$ °С/мин) в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода аустенитное превращение происходит по диффузионному механизму с образованием стабильной мелкозернистой структуры, содержащей высокоугловые границы [5–7]. При этом, наряду с формированием зеренной структуры с высокоугловыми границами, на замедление кинетики укрупнения зерна при последующей высокотемпературной выдержке сталей может оказывать влияние также адсорбция примесных атомов по границам образующихся аустенитных зерен в процессе медленного нагрева в интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. В частности, на границах аустенитных зерен могут формироваться сегрегации примесных атомов и частицы фаз внедрения [3, 5], препятствующие миграции границ зерен и стабилизирующие мелкозернистую структуру. В случае же увеличения скорости нагрева образцов сталей до ≥ 6 °С/мин возрастает вероятность образования в них метастабильных малоугловых зеренных структур с незаблокированными границами [3, 4], что обуславливает ускоренную кинетику роста аустенитного зерна в этих сталях при высоких температурах. Таким образом, можно заключить, что регулирование скорости нагрева легированных цементируемых сталей в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения может являться эффективным способом формирования в них устойчивой к росту аустенитного зерна структуры, и заложить основы для разработки технологических режимов высокотемпературной цементации.

С целью проверки указанного заключения была проведена экспериментальная высокотемпературная химико-термическая обработка деталей из стали 20ХН3А в условиях производства Минского тракторного завода (МТЗ). Обработка проводилась по режиму ступенчатого нагрева, включающему ускоренный нагрев до температуры 680 °С, медленный нагрев со скоростью 1,3 °С/мин в интервале 680–800 °С, ускоренный нагрев от 800 °С до температуры цементации 1000 °С с последующей изотермической выдержкой в течение 2,5 ч на стадии насыщения углеродом и закалку после подстуживания до 850 °С. На завершающей стадии цикла химико-термической обработки стали 20ХН3А проводился низкий отпуск при 170 °С в течение 2,5 ч. На рис. 7 приведена микроструктура цементированного слоя стали 20ХН3А. Можно видеть, что сталь имеет мелкозернистую структуру со средним размером аустенитного зерна 51 мкм в цементи-

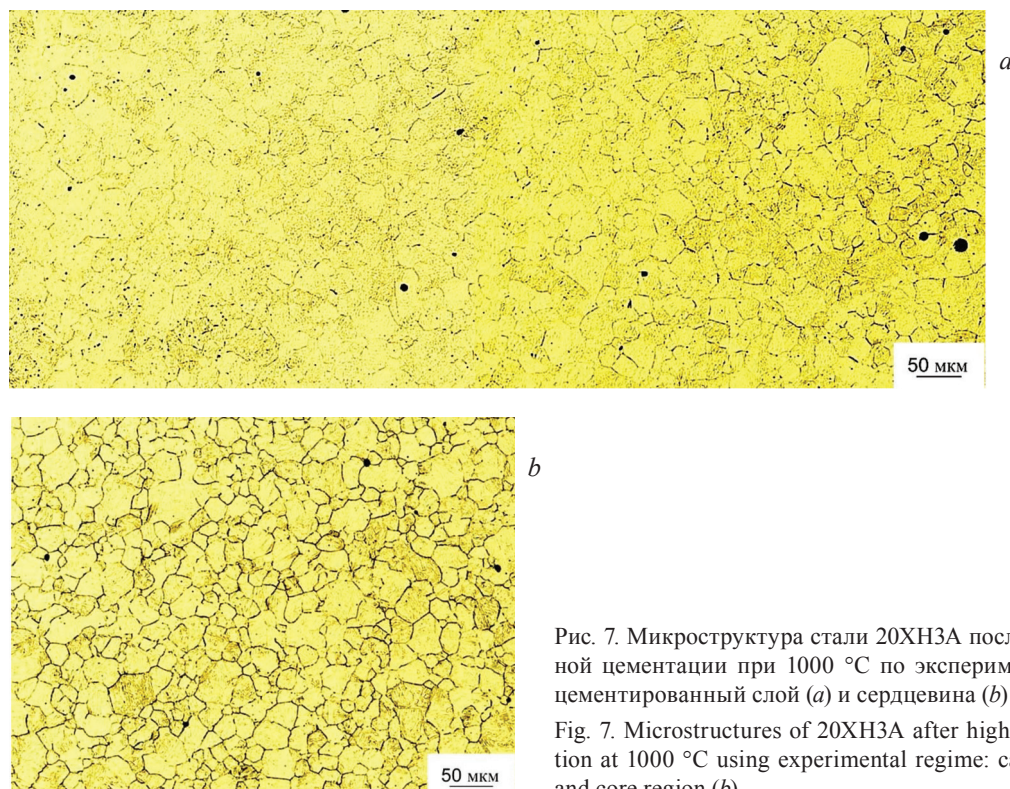


Рис. 7. Микроструктура стали 20ХН3А после высокотемпературной цементации при 1000 °С по экспериментальному режиму: цементированный слой (а) и сердцевина (b)

Fig. 7. Microstructures of 20ХН3А after high-temperature cementation at 1000 °С using experimental regime: case-hardened layer (a), and core region (b)

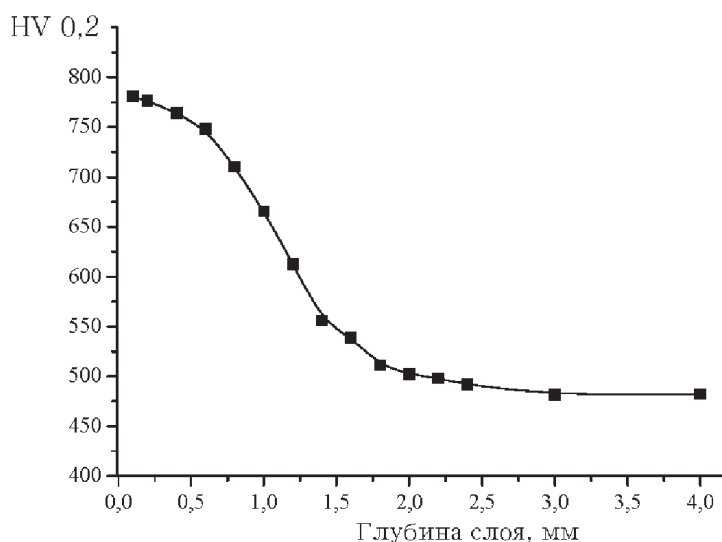


Рис. 8. Распределение микротвердости по глубине цементированного слоя стали 20ХН3А

Fig. 8. Distribution of microhardness in the depth of case-hardened layer of 20ХН3А steel

роvanном слое и 43 мкм в сердцевине. Распределение микротвердости по глубине цементированного слоя приведено на рис. 8. Глубина цементированного слоя составляет 1,5–1,6 мм, а микротвердость поверхности – 780 HV 0,2 (61–62 HRC). Указанные характеристики структурного состояния и микротвердости поверхностного слоя полностью отвечают требованиям СТП 257 – 2188 – 2004.

Заклучение. Исследовано влияние режима нагрева образцов наследственно-мелкозернистых конструкционных сталей для цементации 20ХН3А, 20ХГНР и 15ХГН2ТА на величину аустенитного зерна после высокотемпературной изотермической выдержки при 1000 °С в течение 1 ч. Показано, что уменьшение скорости нагрева сталей в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения от 6 °С/мин до 1,2–3,0 °С/мин приводит к замедлению кинетики роста аустенитного зерна при

длительной высокотемпературной выдержке. Сделано заключение, что стабилизация зеренной структуры сталей обусловлена образованием при медленном нагреве приграничных сегрегаций примесных атомов и частиц, препятствующих миграции границ зерен и стабилизирующих мелкозернистую структуру. Предложен экспериментальный режим высокотемпературной химико-термической обработки, обеспечивший получение качественной структуры цементированного слоя стали.

Список использованных источников

1. Модернизация термического производства РУП «МТЗ» на основе применения вакуумной технологии химико-термической обработки / А. Н. Карась [и др.] // Механика машин механизмов и материалов. – 2013. – № 1. – С. 41–46.
2. Высокотемпературная вакуумная цементация – резерв по снижению энергоёмкости производства и улучшению качества зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин / А. А. Шипко [и др.] // Литье и металлургия. – 2016. – № 2. – С. 104–109.
3. Садовский, В. Д. Структурная наследственность в стали / В. Д. Садовский. – М.: Металлургия, 1973. – 208 с.
4. Кукареко, В. А. Закономерности роста аустенитного зерна в стали 18ХНВА / В. А. Кукареко // Металловедение и термическая обработка. – 1981. – № 9. – С. 15–17.
5. Орлов, А. Н. Границы зерен в металлах / А. Н. Орлов, В. Н. Перевезенцев, В. В. Рыбин. – М.: Металлургия, 1980. – 156 с.
6. Грабский, М. В. Структура границ зерен в металлах / М. В. Грабский. – М.: Металлургия, 1972. – 160 с.
7. Глейтер, Г. Большезуловые границы зерен / Г. Глейтер, Б. Чалмерс. – М.: Металлургиздат, 1975. – 375 с.

References

1. Karas A. N., Firsov I. V., Kolesnikov A. E., Vityaz P. A., Shipko A. A., Rudenko S. P., Valko A. L. Modernization of thermal manufacture RUP «MTZ» on the basis of application of vacuum technology chemical thermal processing. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov = Mechanics of Machines, Mechanisms and Materials*, 2013, no. 1, pp. 41–46 (in Russian).
2. Shipko A. A., Rudenko S. P., Valko A. L., Chichin A. N. High-Temperature vacuum cementation – the reserve to reduce the energy intensity of manufacture and improve the quality of transmission gearwheels of high-energy machines. *Litie i metallurgia [Casting and Metallurgy]*, 2016, no. 2, pp. 104–107 (in Russian).
3. Sadovskiy V. D. *Structure Heredity in Steel*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 208 p. (in Russian).
4. Kukareko V. A. Regularities in the growth of austenitic grains in 18CrNiWA steel. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka = Metal Science and Heat Treatment*, 1981, no. 9, pp. 15–17 (in Russian).
5. Orlov A. N., Perevezencev V. N., Ryabin V. V. *Boundaries of Grains in Metals*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 156 p. (in Russian).
6. Grabski M. W. *Structure of Grain Boundaries in Metals*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972. 160 p. (in Russian).
7. Gleiter H., Chalmers B. *High-Anglegrain Boundaries*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 375 p. (in Russian).

Информация об авторах

Кукареко Владимир Аркадьевич – доктор физико-математических наук, профессор, начальник центра структурных исследований и трибо-механических испытаний материалов и изделий машиностроения, Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси (ул. Академическая, 12, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: v_kukareko@mail.ru

Валько Александр Леонидович – старший научный сотрудник, Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси (ул. Академическая, 12, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: valkoalex5@gmail.com

Чичин Алексей Николаевич – инженер-технолог II категории, Минский тракторный завод (ул. Долгобродская, 29, 220070, Минск, Республика Беларусь). E-mail: stradale@bk.ru

Information about the authors

Vladimir A. Kukareko – D. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Center for Structural Research and Tribo-Mechanical Testing of Materials and Engineering Products, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus (12, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: v_kukareko@mail.ru

Alexander L. Valko – Senior Researcher, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus (12, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: valkoalex5@gmail.com

Alexey N. Chichin – Engineer-technologist of II category, Minsk Tractor Plant (29, Dolgobrodskaya Str., 220070, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: stradale@bk.ru