

DOI: 10.1872/JEST.230120

УДК 669.1.017:621.78:620.18

В.И. Горынин, М.И. Оленин, В.И. Стольный

ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 15X11МФБ ЗА СЧЕТ ГОМОГЕНИЗИРУЮЩЕГО ОТЖИГА

Изучено влияние температурно-временных параметров термической обработки на структуру и свойства стали мартенситно-ферритного класса марки 15X11МФБ. Проанализированы результаты исследований структурных изменений стали 15X11МФБ после гомогенизации с последующим термическим улучшением металла сварных соединений. Показано, что гомогенизация при температуре 1150 °С позволяет значительно снизить содержание δ-феррита в структуре стали и повысить более чем в 2 раза вязкопластические свойства стали без изменения ее прочностных свойств. Выполнена оценка распределения микротвердости металла сварного соединения стали 15X11МФБ до и после гомогенизации и последующего термического улучшения. Установлено, что за счет предложенной термической обработки устраняется мягкая прослойка в металле сварного соединения. Исследованный режим термической обработки стали 15X11МФБ обеспечивает равнопрочность металла зоны термического влияния сварного соединения на всем ее протяжении от линии сплавления до основного металла.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА; МИКРОСТРУКТУРА; ФАЗОВЫЙ СОСТАВ; МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА; СТАЛЬ.

Ссылка при цитировании:

В.И. Горынин, М.И. Оленин, В.И. Стольный. Повышение сопротивления хрупкому разрушению сварного соединения стали 15X11МФБ за счет гомогенизирующего отжига // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2017. Т. 23. № 1. С. 200–208. DOI: 10.18721/JEST.230120

V.I. Gorynin, M.I. Olenin, V.I. Stolniiy

INCREASING THE BRITTLE FRACTURE RESISTANCE OF 15CR11MOVNB STEEL WELDED JOINTS DUE TO HOMOGENIZING ANNEALING

The influence of temperature and time parameters of heat treatment on the structure and properties of martensitic-ferritic class steel 15Cr11MoVNb was investigated. The paper analyzes the obtained results of the structural changes in 15Cr11MoVNb steel after homogenization with subsequent thermal improvements in metal of welded joints. It is shown that homogenization at a temperature of 1150°C can significantly reduce the -ferrite content in the steel structure and improve the ductility and plastic properties of steel without changing its strength properties by more than 2 times. Estimation of the distribution of micro hardness of weld metal of the 15Cr11MoVNb steel before and after homogenization and subsequent thermal improvements was revealed. It is established that the proposed thermal treatment eliminates a soft stratum in the weld metal. The investigated heat treatment mode of the 15Cr11MoVNb steel enhances the strength of metal in the heat-affected zone of the welded joint in its entirety, from the line of fusion to the base metal.

HEAT TREATMENT; MICROSTRUCTURE; PHASE COMPOSITION; MECHANICAL PROPERTIES; STEEL.

Citation:

V.I. Gorynin, M.I. Olenin, V.I. Stolnii, Increasing the brittle fracture resistance of 15Cr11MnNb steel welded joints due to homogenizing annealing, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering sciences and technology, 23 (1) (2017) 200–208, DOI: 10.18721/JEST.230120

Введение

Высокохромистая сталь мартенситно-ферритного класса марки 15X11MФБ применяется в тепловой энергетике в элементах оборудования и сосудах давления, работающих в диапазоне температур от минус 20 до плюс 580 °С [1–6]. Однако возможность образования δ-феррита в структуре этой стали снижает ее эксплуатационные свойства и требует особого контроля структуры. В [7–9] показано, что δ-феррит в высокохромистых сталях мартенситного и мартенситно-ферритного класса, а также в металле их сварных соединений приводит к значительному снижению не только прочностных и вязкопластических свойств, но и характеристик жаропрочности вследствие значительной гетерогенности и пониженной стабильности структуры.

Следовательно, необходимо управлять процессом структурообразования в стали 15X11MФБ, предотвращая образование δ-феррита. За счет этого можно повысить как служебные свойства металла сварного соединения, включая равнопрочность зоны термического влияния, так и работоспособность всей сварной конструкции. Одним из путей снижения содержания δ-феррита является оптимизация химического состава мартенситно-ферритной стали, например с использованием диаграммы Шеффлера, по которой содержание δ-феррита определяется хромовым и никелевым эквивалентами [1, 10]. Однако установлено, что диаграмма Шеффлера может эффективно использоваться в основном для материала со стабильной структурой, полученной в результате длительного отжига стали. Так, например, если для металла шва химического состава аналогичного стали 15X11MФБ в соответствии с этой диаграммой содержание δ-феррита составляет ~ 3 % об., то под влиянием ускоренных процессов нагрева и охлаждения при сварке, приводящих к значительной ликвации структуры металла шва, содержание δ-феррита повышается до 8 % об., фактически увеличиваясь примерно в 3 раза.

Известно, что стабилизация структуры стали и, в частности, устранение дендритной ликвации в отливках достигается путем применения технологии гомогенизации [11–17]. Например, для высокохромистой коррозионностойкой стали 1X17H4Б гомогенизация обеспечивает не только стабилизацию структуры, но и растворение δ-феррита при температурах в диапазоне 900–1300 °С [18]. Однако необходимо учитывать, что выше температуры 1200 °С протекают процессы, связанные как с растворением, так и с образованием «свежего» δ-феррита. Образующийся δ-феррит может приводить к снижению сопротивления металла хрупкому разрушению, а при длительной эксплуатации стали в условиях повышенных температур — к образованию σ-фазы (FeCr), которая также способствует охрупчиванию металла сварных соединений. Кроме того, нагрев до температуры 1200–1300 °С может приводить к повышенной окисляемости стали и увеличению размера зерна.

Следовательно, для получения заданной структуры и требуемого уровня свойств металла сварного соединения температура гомогенизации не должна превышать 1200 °С. В то же время снижение температуры ниже 1150 °С может оказаться малоэффективным. При таких температурах замедляются диффузионные процессы в структуре высокохромистых сталей и, как следствие, эффективность растворения δ-феррита снижается.

Процессы, происходящие при нагреве в структуре высокохромистых сталей, можно представить, воспользовавшись диаграммой состояния системы Fe–12 % Cr–C [1, 19]. Согласно этой диаграмме для высокохромистой стали с содержанием хрома ~ 12 % масс. и углерода ~ 0,1 % масс. уже при нагреве выше 1200 °С из аустенита начинает выделяться «свежий» δ-феррит, что приводит к нежелательному увеличению его содержания в структуре.

В отличие от традиционного режима гомогенизации, для металла отливок из стали 1X17H4Б с учетом целесообразности миними-

зации содержания δ -феррита и регламента прочности была проведена оптимизация температурно-временных параметров термической обработки применительно к металлу поковок [7, 20]. От традиционной технологии такая технология термической обработки стали 1X17H4B отличалась интеграцией операции гомогенизации в состав комплексной технологии термической обработки перед окончательным термическим улучшением. При этом после гомогенизации охлаждение проводилось на воздухе, а не в печи. Необходимость интенсификации охлаждения в условиях воздуха вызвана тем, что при замедленном охлаждении в печи в интервале температур 850–600 °С в структуре этой стали могут выделяться σ -фаза и высокохромистые карбиды $Cr_{23}C_6$, способствующие охрупчиванию стали и даже к разрушению металла поковок от термических напряжений [2]. Дальнейшая, после гомогенизации, термическая обработка стали не отличалась от стандартного режима.

Результаты испытаний металла поковки из стали 1X17H4B после гомогенизации и последующего термического улучшения (закалка при 1050 °С с охлаждением в масле и отпуск при 650 °С с охлаждением на воздухе) показали, что такая технология позволяет повысить как прочностные свойства, так и сопротивление хрупкому разрушению стали при отрицательных температурах [7].

В [21] для стали марки 15X11МФБ было показано, что применение подобной технологии термической обработки — введение гомогенизации с последующим термическим улучшением — позволяет в 3,5 раза снизить содержание δ -феррита в структуре и в 6 раз повысить сопротивление хрупкому разрушению (по ударной вязкости).

В связи с этим актуально изучение влияния процесса гомогенизации с последующим термическим улучшением на повышение вязкопластических и прочностных свойств металла сварного соединения из различных промышленных марок стали.

Цель работы — многоцелевое исследование влияния гомогенизации с последующим термическим улучшением (закалка + высокий отпуск) на вязкопластические и прочностные свойства металла сварного соединения из стали 15X11МФБ.

Методика и материалы исследования

В работе использовали металл сварного соединения листового проката толщиной 50 мм из стали марки 15X11МФБ.

Для определения эффективных температурно-временных параметров термической обработки стали применяли электрическую печь марки СНЗ 6.12.4/12 М1. Измерение температуры в печи осуществлялось потенциометром марки РМТ 49 D/1 с точностью измерения температуры $\pm 1^\circ\text{C}$.

Механические свойства стали измеряли по ГОСТ 1497–84 на стандартных 5-ти кратных образцах.

Металлографические исследования проводили на микрошлифах образцов после испытаний на ударный изгиб с использованием комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы АТМ. Для выявления микроструктуры применяли электрохимическое травление шлифов в 10 %-м растворе щавелевой кислоты в воде. Металлографические исследования проводили на световом микроскопе «UNIMET SERIESMR», оснащенном цифровой камерой EPSON 3100Z. Качественный анализ структурно-фазового состояния исследуемого металла сварного соединения состоял в выявлении методами оптической металлографии, оценке и классификации основных структурных составляющих и их характерных элементов. Количественный анализ структурно-фазового состояния исследуемых участков сварного соединения включал оценку относительной доли основных структурных составляющих и определение размеров характерных структурных элементов. При количественной аттестации структурно-фазового состояния использовали металлографический комплекс, оснащенный программой «Image Expert Professional 3.0», которая служила графическим анализатором двумерных изображений металлографических структур.

Результаты экспериментальных исследований

Известно, что при сварке сталей мартенситно-ферритного класса как в металле шва, так и в зоне термического влияния образуется δ -феррит [7]. Одновременно с δ -ферритом в структуре металла сварного соединения в процессе охлаждения на участке неполной перекристаллизации структуры в зоне термического

влияния образуется полигональный феррит, который снижает вязкопластические свойства стали. Кроме того, в сварном соединении формируются повышенные сварочные напряжения.

Для снижения уровня этих напряжений в металле сварных соединений высокохромистых коррозионноустойчивых сталей применяется режим послесварочного отпуска при температурах 700–750 °С [8].

Применение послесварочного отпуска приводит к распаду мартенсита в металле шва и в металле зоны термического влияния. Однако образовавшийся в процессе сварочного нагрева в зоне термического влияния сварного соединения (в диапазоне температур между точками A_{c1} и A_{c3}) высокотемпературный феррит остается в этой зоне и после высокотемпературного послесварочного отпуска, снижая твердость участка зоны термического влияния и образуя мягкую прослойку, приводит к охрупчиванию стали и снижению длительной прочности [8].

На основании изложенных выше литературных данных можно предположить, что снижение содержания δ -феррита в структуре стали за счет гомогенизации для последующего устранения высокотемпературного феррита — традиционного термического улучшения — обеспечит стабилизацию структуры металла. Для подтверждения этого предположения была разработана технология термической обработки металла сварного соединения, включающая гомогенизацию при температуре 1150 °С с выдержкой 16 часов с охлаждением на воздухе и последующее термическое улучшение с закалкой от температуры 1050 °С на воздухе с последующим отпуском при 750 °С. Апробация новой технологии термической обработки проводилась для металла сварного соединения листового проката толщиной 50 мм из стали 15X11МФБ.

Допустимое содержание δ -феррита в металле шва в исходном состоянии может быть обеспечено применением специального оптимизированного состава сварочной проволоки и технологией сварки, но в зоне термического влияния содержание δ -феррита может значительно отличаться как от металла шва, так и основного металла. Так, если в металле шва содержание δ -феррита обычно не превышает 8 % об., то в зоне термического влияния оно может превышать 20 % об. На рис. 1 показана микроструктура зоны термического влияния

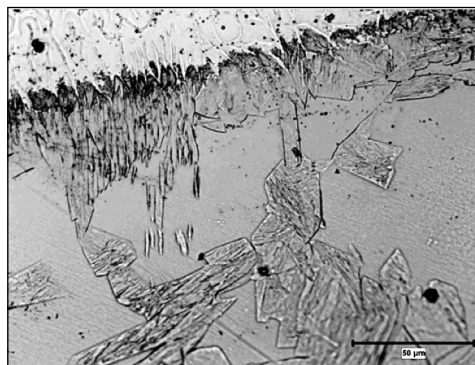


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) металла сварного соединения стали 15X11МФБ на границе сплавления (исходное состояние)

сварного соединения стали 15X11МФБ на границе сплавления со швом. Содержание δ -феррита в структуре металла зоны термического влияния составило 23 % об.

Влияние предлагаемой термической обработки, состоящей из гомогенизации с последующим термическим улучшением на структуру и вязкопластические свойства стали 15X11МФБ, сравнивали с режимом традиционного послесварочного отпуска. Изучали также влияние новой технологии термической обработки на равномерность распределения микротвердости металла зоны термического влияния сварного соединения.

Установлено, что из-за образовавшегося высокотемпературного феррита в структуре стали микротвердость металла зоны термического влияния на участке глубиной 1,5–3,0 мм от линии сплавления сварного соединения имеет пониженные значения. Так, твердость мягкой прослойки составляет 210 HV, что значительно ниже по сравнению с остальной зоной термического влияния, твердость которой равна 420 HV (рис. 2, а).

Металлографическое исследование металла сварного соединения после гомогенизации и последующего термического улучшения проводили при увеличениях $\times 100$ –500. Микроструктура участков металла зоны термического влияния сварного соединения после термической обработки представлена на рис. 3–5.

Как видно из рис. 3–5, если содержание δ -феррита в металле зоны термического влияния (см. рис. 1) составляло 23 % об., то после гомогенизации оно не превышает 3 % об. Следовательно,

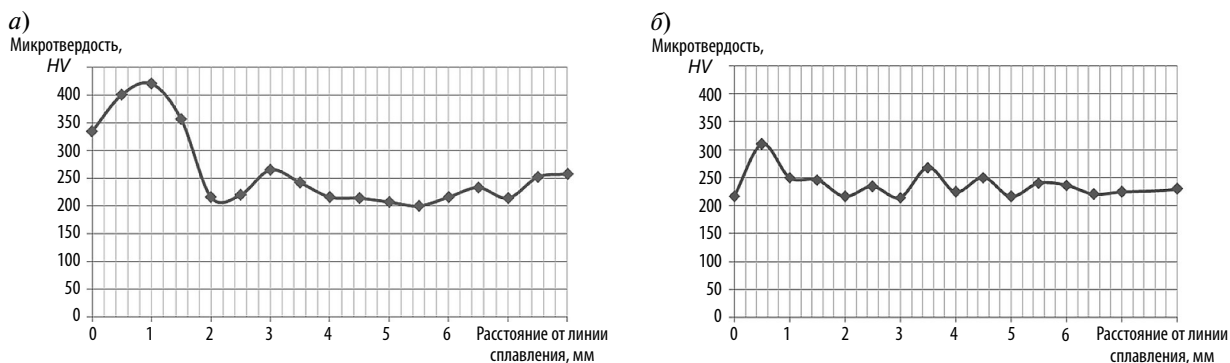


Рис. 2. Распределение значений микротвердости в металле сварного соединения стали 15Х11МФБ до (а) и после (б) гомогенизации и последующего термического улучшения

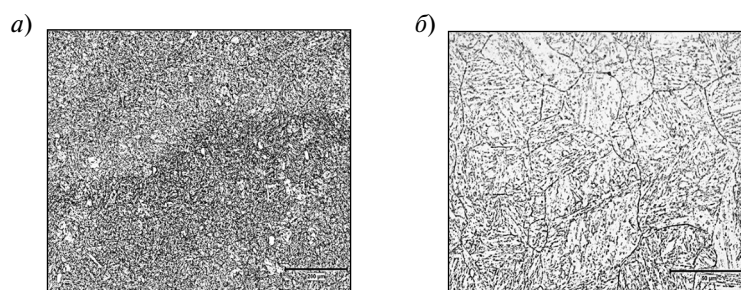


Рис. 3. Микроструктура (а — $\times 100$; б — $\times 500$) металла сварного соединения из стали 15Х11МФБ на участке линии сплавления после гомогенизации и термического улучшения

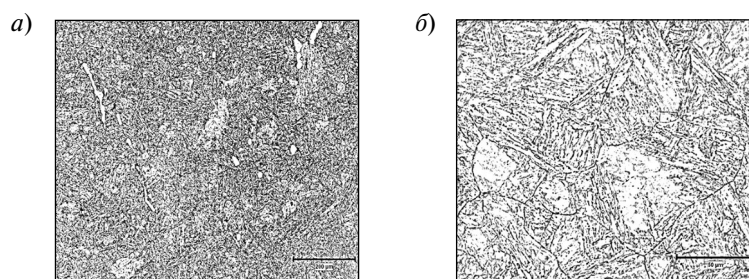


Рис. 4. Микроструктура (а — $\times 100$; б — $\times 500$) металла зоны термического влияния сварного соединения из стали 15Х11МФБ на участке на расстоянии 1,5 мм от линии сплавления после гомогенизации и термического улучшения

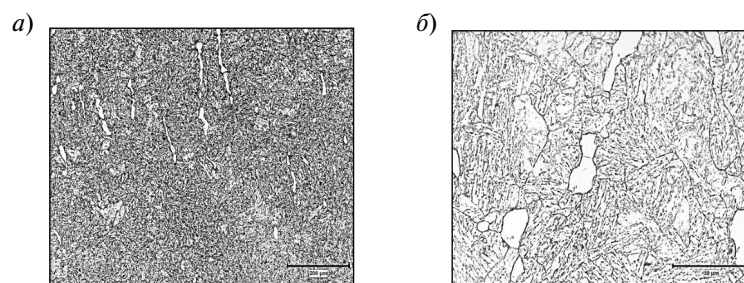


Рис. 5. Микроструктура (а — $\times 100$; б — $\times 500$) металла зоны термического влияния сварного соединения из стали 15Х11МФБ на участке на расстоянии 3,0 мм от линии сплавления после гомогенизации и термического улучшения

применение новой технологии термической обработки позволяет в 7,5 раз уменьшить содержание δ -феррита в структуре сварного шва стали 15X11МФБ.

Для оценки возможности устранения мягкой прослойки на участке неполной перекристаллизации структуры была проведена оценка распределения микротвердости металла сварного соединения стали 15X11МФБ до и после гомогенизации с последующим термическим улучшением. Измерение микротвердости проводили от линии сплавления до основного металла (см. рис. 2).

Из рис. 2 следует, что микротвердость металла сварного соединения, подвергнутого гомогенизации с последующим термическим улучшением, в зоне термического влияния практически не изменилась. Это свидетельствует, что предлагаемая новая технология термической обработки стали привела к устранению мягкой прослойки на участке неполной перекристаллизации структуры (1,5–3 мм от линии сплавления) в этой зоне. В результате обеспечивается равнопрочность металла зоны термического влияния сварного соединения на всем ее протяжении — от линии сплавления до основного металла.

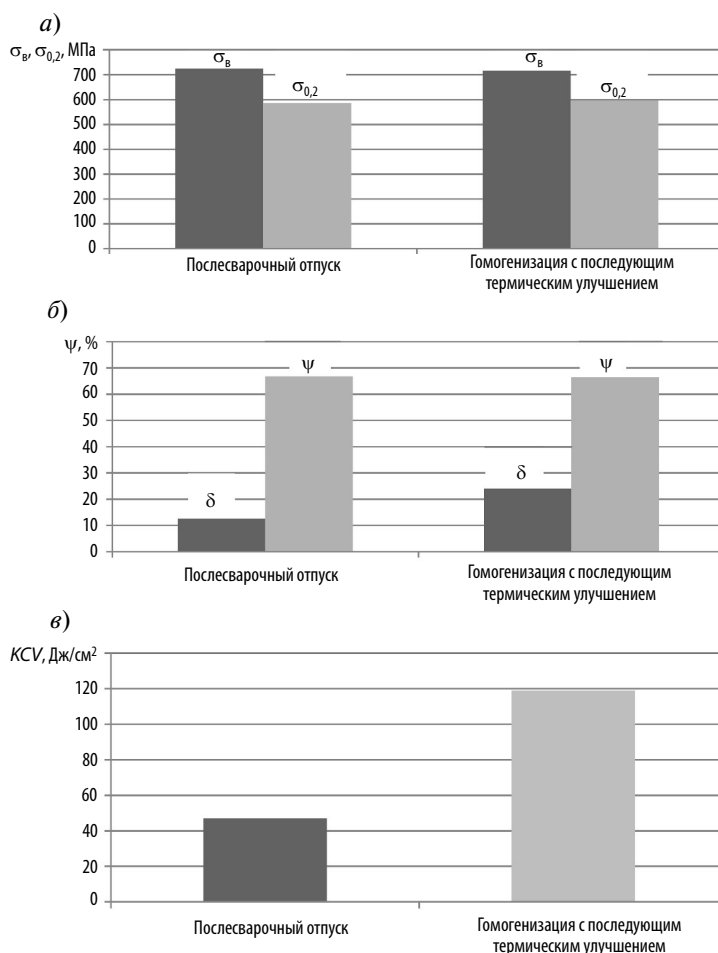


Рис. 6. Сопоставление влияния послесварочного отпуска и новой технологии термической обработки на прочностные и вязкопластические свойства металла (а, б — основной металл, в — металл шва) сварного соединения из стали 15X11МФБ. Режимы термической обработки:

1) послесварочный отпуск при температуре 750 °С с охлаждением на воздухе; 2) новая технология — гомогенизация при 1150 °С с выдержкой 16 ч и охлаждением на воздухе + закалка от 1050 °С на воздухе с последующим отпуском при 750 °С и охлаждением на воздухе

Для сравнения оценивали прочностные и вязкопластические свойства сварного соединения из стали 15X11МФБ после стандартного послесварочного отпуска при температуре 750 °С и новой термической обработки, включающей гомогенизацию с последующим термическим улучшением. Результаты такого исследования представлены на рис. 6.

На рис. 6 видно, что технология термической обработки металла сварного соединения из стали 15X11МФБ, включающая гомогенизацию с последующим термическим улучшением, позволяет более чем в 2 раза повысить его вязкопластические свойства по сравнению со стандартным режимом послесварочного отпуска. При этом не только не снижаются прочностные свойства стали, но и обеспечивается равнопрочность металла зоны термического влияния сварного соединения за счет устранения мягкой прослойки.

Выводы

Гомогенизация при температуре 1150 °С с последующим термическим улучшением поз-

воляет более, чем в 2 раза повысить вязкопластические свойства металла сварного соединения по сравнению с режимом послесварочного отпуска без снижения прочностных свойств стали мартенситно-ферритного класса марки 15X11МФБ.

Технология термической обработки, включающая гомогенизацию при температуре 1150 °С с последующим термическим улучшением, позволяет устранить мягкую прослойку металла зоны термического влияния сварного соединения на участке неполной перекристаллизации структуры стали мартенситно-ферритного класса марки 15X11МФБ, что невозможно при использовании стандартного режима послесварочного отпуска.

Перспективно продолжение исследований по выявлению положительного влияния новой технологии термической обработки, включающей гомогенизацию, на длительную прочность металла сварных соединений высокопрочных сталей мартенситно-ферритного класса различных марок.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бескорвайный Н.М., Калинин Б.А., Платонов П.А., Чернов И.И. Конструкционные материалы ядерных реакторов: Учебник для вузов. М.: Энергоатомиздат, 1995. 704 с.
2. Азбукин В.Г., Горынин В.И., Павлов В.Н. Перспективные коррозионно-стойкие материалы для оборудования и трубопроводов АЭС. СПб.: Изд-во ЦНИИ КМ «Прометей», 1997. 118 с.
3. Зубченко А.С., Колосков М.М., Каширский Ю.В. [и др.] Марочник сталей и сплавов. 2-е изд. доп. и испр. / Под общей ред. А.С. Зубченко. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.
4. Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И. Повышение сопротивляемости разрушению сталей перлитного класса за счет микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнительном отпуске // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 42–48.
5. Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И. Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 22–29.
6. Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И., Рогожкин В.В. Концепция карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 10 (712). С. 32–38.
7. Оленин М.И., Павлов В.Н., Быковский Н.Г., Башаева Е.Н., Гусельникова Т.М. Влияние гомогенизации на хладостойкость высокопрочных коррозионно-стойких сталей // Вопросы материаловедения. 2009. № 2 (58). С. 33–37.
8. Хромченко Ф.А. Сварка оборудования электростанций: Справочник. М.: Энергия. 1977. 368 с.
9. Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю. Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 36–38.
10. Гуляев А.П. Металловедение: Учебник для вузов, 7-е изд. перераб. и доп. М.: И.Д. «Альянс», 2012. 644 с.
11. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Металлургия, 1977. 227 с.
12. Анастасиади Г.П., Сильников М.В. Неоднородность и работоспособность стали. СПб.: Изд-во «Полигон», 2002. 624 с.
13. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д., Петров С.Н. Трансформация структуры жаропрочного сплава 0,45С — 26Сг — 33Ni — 2Si — 2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 7–14.

14. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб.: Наука, 2006. 363 с.

15. Хайдоров А.Д., Кондратьев С.Ю. Формирование структуры стальных отливок, полученных методом литья по газифицируемым моделям, при последующей термической обработке // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 12. С. 3–9.

16. Фукс М.Д., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П. Длительная прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 4(159). С. 92–96.

17. Хайдоров А.Д., Кондратьев С.Ю. Влияние термоциклической обработки на структуру литой быстрорежущей стали Р6М5-Ш // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 6. С. 42–47.

18. Чернявская С.Г., Красникова С.И., Суламенко А.В. Изменение дельта-феррита в стали 1X16H4B при гомогенизации // Металловедение и термическая обработка металлов. 1972. № 9. С. 66–67.

19. Бабаков А.А. Нержавеющие стали свойства и химическая стойкость в различных агрессивных средах. М.: Химическая литература, 1956. 131 с.

20. Патент РФ № 2388833. Способ термической обработки высокопрочной коррозионно-стойкой стали мартенситного класса / Оленин М.И., Бережко Б.И., Горынин В.И., Павлов В.Н., Быковский Н.Г., Осипова И.С. Опубликовано 10.05.2010. Бюл. № 13.

21. Бережко Б.И., Оленин М.И., Горынин В.И., Стольный В.И. Повышение сопротивления хрупкому разрушению высокохромистых сталей мартенситного и мартенситно-ферритного классов за счет гомогенизирующего отжига // Вопросы материаловедения. 2016. № 3 (87). С. 7–13.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ГОРЫНИН Владимир Игоревич — доктор технических наук профессор, начальник лаборатории Центрального научно-исследовательского института конструкционных материалов «Прометей». 191015, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49. E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

ОЛЕНИН Михаил Иванович — кандидат технических наук доцент, старший научный сотрудник Центрального научно-исследовательского института конструкционных материалов «Прометей». 191015, Санкт-Петербург, Шпалерная ул., 49. E-mail: 1951vika@mail.ru

СТОЛЬНЫЙ Виктор Иванович — кандидат технических наук старший научный сотрудник Центрального научно-исследовательского института конструкционных материалов «Прометей». 191015, Санкт-Петербург, Шпалерная ул., 49. E-mail: vstolny@mail.ru

REFERENCES

1. Beskorovaynyu N.M., Kalin B.A., Platonov P.A., Chernov I.I. Konstruksionnyye materialy yadernykh reaktorov : Uchebnik dlya vuzov. M.: Energoatomizdat, 1995. 704s. (rus.)

2. Azbukin V.G., Gorynin V.I., Pavlov V.N. Perspektivnyye korrozionno-stoykiye materialy dlya oborudovaniya i truboprovodov AES. SPb.: TsNII KM «Prometej», 1997. 118 s. (rus.)

3. Zubchenko A.S., Koloskov M.M., Kashirskiy Yu.V. [i dr.] Marochnik staley i splavov. 2-ye izd. dop. i ispr. / Pod obshchey red. A.S. Zubchenko. M.: Mashinostroyeniye. 2003. 784 s. (rus.)

4. Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I. Povysheniye soprotivlyayemosti razrusheniyu staley perlitnogo klassa za schet mikro- i nanostrukturnoy transformatsii karbidnoy fazy pri dopolnitelnom otpuske [Increase of resilience to destruction of a perlitny class steels due to micro and nanostructural transformation of a carbide phase at additional annealing]. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2013. № 2. S. 42–48. (rus.)

5. Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I. Povysheniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskom voz-

deystvii na morfologiyu karbidnoy fazy [Raising the Resistance of Pearlitic and Martensitic Steels to Brittle Fracture Under Thermal Action on the Morphology of the Carbide Phase]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 22–29. (rus.)

6. Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I., Rogozhkin V.V. Kontseptsiya karbidnogo konstruirovaniya staley povyshennoy khladostoykosti [Concept of Carbide Design of Steels with Improved Cold Resistance]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 10 (712). S. 32–38. (rus.)

7. Olenin M.I., Pavlov V.N., Bykovskiy N.G., Bashayeva Ye.N., Guselnikova T.M. Vliyaniye gomogenizatsii na khladostoykost vysokoprochnykh korrozionno-stoykikh staley. *Voprosy materialovedeniya*. 2009. № 2 (58). S. 33–37. (rus.)

8. Khromchenko F.A. Svarka oborudovaniya elektrostantsiy: Spravochnik. M.: Energiya. 1977. 368 s. (rus.)

9. Fuks M.D., Zelenin Yu.V., Kondratyev S.Yu. Issledovaniye kachestva metalla tolstostennykh trub iz korrozionno-stoykikh staley. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2012. № 2. S. 36–38. (rus.)

10. **Gulyayev A.P.** Metallovedeniye: Uchebnik dlya vuzov, 7-ye izd. pererab. i dop. M.: I.D. «Alyans», 2012. 644 s. (rus.)

11. **Golikov I.N., Maslenkov S.B.** Dendritnaya likvatsiya v stalyakh i splavakh. M.: Metallurgiya, 1977. 227 s. (rus.)

12. **Anastasiadi G.P., Silnikov M.V.** Neodnorodnost i rabotosposobnost stali. SPb.: Izd-vo «Poligon», 2002. 624 s. (rus.)

13. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Fuks M.D., Petrov S.N.** Transformatsiya struktury zharoprochnogo splava 0,45C — 26Cr — 33Ni — 2Si — 2Nb pri dlitelnoy vysokotemperaturnoy vyderzhke [Transformation of the Structure of Refractory Alloy 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb During a Long-Term High-Temperature Hold]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 7–14. (rus.)

14. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu.** Struktura. Entropiya. Fazovyye prevrashcheniya i svoystva metallov. SPb.: Nauka, 2006. 363 s. (rus.)

15. **Khaydorov A.D., Kondratyev S.Yu.** Formirovaniye struktury stalnykh otlivok, poluchennykh metodom litya po gazifitsiruyemykh modelyam, pri posleduyushchey termicheskoy obrabotke. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2014. № 12. S. 3–9. (rus.)

16. **Fuks M.D., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P.** Dlitelnaya prochnost litogo zharoproch-

nogo splava 45Kh26N33S2B2. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2012. № 4(159). S. 92–96.

17. **Khaydorov A.D., Kondratyev S.Yu.** Vliyaniye termotsiklicheskoy obrabotki na strukturu litoy bystro-rezhushchey stali R6M5-Sh [Effect of Thermal Cycling Treatment on the Structure of Cast High-Speed Steel R6M5-Sh]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2011. № 6. S. 42–47. (rus.)

18. **Chernyavskaya S.G., Krasnikova S.I., Sulamenko A.V.** Izmeneniye delta-ferrita v stali 1Kh16N4B pri gomogenizatsii. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 1972. № 9. S. 66–67. (rus.)

19. **Babakov A.A.** Nerzhaveyushchiye stali svoystva i khimicheskaya stoykost v razlichnykh agressivnykh sredakh. M.: Khimicheskaya literatura, 1956. 131 s. (rus.)

20. **Patent RF № 2388833.** Sposob termicheskoy obrabotki vysokoprochnoy korrozionno-stoykoy stali martensitnogo klassa / Olenin M.I., Berezhko B.I., Gorynin V.I., Pavlov V.N., Bykovskiy N.G., Osipova I.S. Opublikovano 10.05.2010. Byul. № 13.

21. **Berezhko B.I., Olenin M.I., Gorynin V.I., Stolnyy V.I.** Povysheniye soprotivleniya khrupkomu razrusheniyu vysokokhromistykh staley martensitnogo i martensitno-ferritnogo klassov za schet gomogeniziruyushchego otzhiga. *Voprosy materialovedeniya*. 2016. № 3 (87). S. 7–13. (rus.)

AUTHORS

GORYNIN Vladimir I. — *Central Research Institute of Structural Materials «Prometey»*. 49 Shpalernaya Str., St. Petersburg, Russia; 191015. E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

OLENIN Mikhail I. — *Central Research Institute of Structural Materials «Prometey»*. 49, Shpalernaya Str., St. Petersburg, Russia, 191015. E-mail: 1951vika@mail.ru

STOLNIY Viktor I. — *Central Research Institute of Structural Materials «Prometey»*. 49 Shpalernaya Str., St. Petersburg, Russia, 191015. E-mail: vstolny@mail.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 26.01.2017.