УДК 669.1.017:621.78:620.18

Влияние гомогенизирующего отжига на сопротивление хрупкому разрушению сварного соединения стали 15Х11МФБ

В. И. ГОРЫНИН, д-р техн. наук, **М. И. ОЛЕНИН**, канд. техн. наук, **В. И. СТОЛЬНЫЙ**, канд. техн. наук

ФГУП “НИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИ КМ “Прометей”, г. Санкт-Петербург, Россия (vigorynin@gmail.com)

Проанализированы результаты исследований структурных изменений в сварных соединениях из стали 15Х11МФБ после гомогенизации с последующим термическим улучшением. Показано, что гомогенизация при 1150 °С позволяет значительно снизить содержание δ-феррита в структуре стали и повысить более чем в 2 раза ее вязкопластические свойства без изменения прочностных свойств.

Ключевые слова: термическая обработка; микроструктура; фазовый состав; механические свойства; сталь.

12-я Международная научно-техническая конференция

ВВЕДЕНИЕ

В качестве элементов оборудования и сосудов давления, работающих при температурах от – 20 до + 580 °С, в тепловой энергетике применяется высокохромистая сталь мартенситно-ферритного класса 15Х11МФБ [1 – 6]. Однако вероятность образования δ-феррита в структуре стали снижает ее эксплуатационные свойства и требует особого контроля. В работах [7 – 10] показано, что δ-феррит в высокохромистых сталях мартенситного и мартенситно-ферритного классов, 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 15Х11МФБ, предотвращая образование δ-феррита.

Одним из способов снижения содержания δ-феррита в мартенситно-ферритной стали является оптимизация ее химического состава. Для этого, например, можно использовать диаграмму “Шефлера”, по которой содержание δ-феррита определяется хромовым и никелевым эквивалентами [1, 11]. Однако установлено, что диаграмма “Шефлера” эффективно применима для материала со стабильной структурой, полученной в результате длительного отжига стали. Так, например, если химический состав металла шва близок к химическому составу стали 15Х11МФБ в соответствии с диаграммой, по которой 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 составляет более 8 % (об.).

Известно, что стабилизация структуры стали и, в частности, устранение дендритной ликвации в отливках достигается путем применения технологии гомогенизации [12 – 16]. Например, в высокохромистой коррозионно-стойкой стали 1Х17Н4Б гомогенизация обеспечивает не только стабилизацию структуры, но и растворение δ-феррита в диапазоне температур 900 – 1300 °С [17]. 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 вызывает охрупчивание металла сварных соединений. Кроме того, нагрев до 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, 18]. 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 отливок из стали 1Х17Н4Б с учетом целесообразности минимизации содержания δ-феррита и регламента прочности была проведена оптимизация температурно-временных параметров термической обработки применительно к металлу поковок [7, 19]. Такая технология отличалась от традиционной интеграцией операции гомогенизации в состав комплексной технологии термической обработки перед окончательным термическим улучшением. При этом после гомогенизации охлаждение следует проводить на воздухе, а не в печи. Необходимость интенсификации охлаждения вызвана тем, что при замедленном охлаждении в печи в интервале температур 850 – 600 °С в структуре стали могут выделяться σ-фаза и высокохромистые карбиды $Cr_{23}C_6$, вызывающие ее охрупчивание и, даже, разрушение от термических напряжений [2]. Дальнейшая, после гомогенизации, термическая обработка стали 1Х17Н4Б не отличалась от стандартного режима. Результаты испытаний поковки из стали 1Х17Н4Б после гомогенизации и последующего термического улучшения показали, что такая технология позволяет повысить как прочностные свойства, так и сопротивление хрупкому разрушению стали при отрицательных температурах [7].

В работе [20] при исследовании стали 15Х11МФБ 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 актуальным является изучение влияния процесса гомогенизации с последующим термическим улучшением на повышение вязкопластических и прочностных свойств сварных соединений из различных промышленных сталей.

Цель настоящей работы — исследование влияния гомогенизации с последующим термическим улучшением (закалка + высокий отпуск) на вязкопластические и прочностные свойства сварного соединения из стали 15Х11МФБ.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследовали сварное соединение листового проката толщиной 50 мм из стали 15Х11МФБ.

Термическую обработку стали проводили в электрической печи СНЗ 6.12.4/12 М1. Механические свойства стали определяли по ГОСТ 1497–84 на стандартных пятикратных образцах [21].

Металлографические исследования проводили на микрошлифах образцов после испытаний на ударный изгиб с использованием лабораторного комплекса пробоподготовки фирмы АТМ, предназначенного для изготовления микрошлифов. Для выявления микроструктуры применяли электрохимическое травление шлифов в 10%-ном растворе щавелевой кислоты в воде. Металлографические исследования проводили на световом микроскопе “UNIMET SERIESMR”, оснащенном цифровой камерой EPSON 3100Z. Качественный анализ структурно-фазового состояния исследуемого сварного соединения состоял в выявлении, оценке и классификации основных структурных составляющих и их характерных элементов металлографическими методами. 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 является графическим анализатором двумерных изображений металлографических структур.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Известно, что при сварке сталей мартенситно-ферритного класса как в металле шва, так и в зоне термического влияния (ЗТВ) образуется δ-феррит [7]. Одновременно с δ-ферритом в процессе охлаждения на участке неполной перекристаллизации структуры в ЗТВ образуется полигональный феррит, который снижает вязкопластические свойства стали. Кроме того, в сварном соединении формируются повышенные сварочные напряжения.

Для снижения уровня этих напряжений в сварных соединениях высокохромистых коррозионно-стойких сталей применяется послесварочный отпуск при 700 – 750 °С [8], приводящий к распаду мартенсита в металле шва и в ЗТВ. Однако образовавшийся в процессе сварочного нагрева в ЗТВ сварного соединения (в диапазоне температур между точками Ac_1 и Ac_3) высокотемпературный феррит остается и после высокотемпературного послесварочного отпуска, снижая твердость участка ЗТВ и образуя мягкую прослойку, что приводит к охрупчиванию стали и снижению длительной прочности [8].

На основании рассмотренных выше литературных данных можно предположить, что снижение содержания δ-феррита в структуре стали за счет гомогенизации и последующего термического улучшения позволит обеспечить стабилизацию структуры металла. Для подтверждения этого предположения была разработана технология термической обработки сварного соединения, включающая гомогенизацию при 1150 °С с выдержкой 16 ч с охлаждением на воздухе и последующее термическое улучшение с закалкой от 1050 °С на воздухе с последующим отпуском при 750 °С.

Если допустимое содержание δ-феррита в металле шва в исходном состоянии может быть обеспечено применением специального оптимизированного

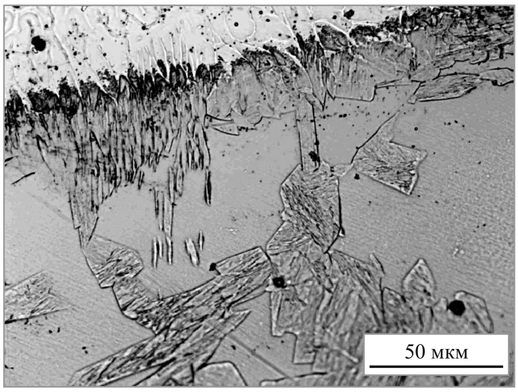

Рис. 1. Микроструктура сварного соединения стали 15Х11МФБ на границе сплавления (исходное состояние). × 500

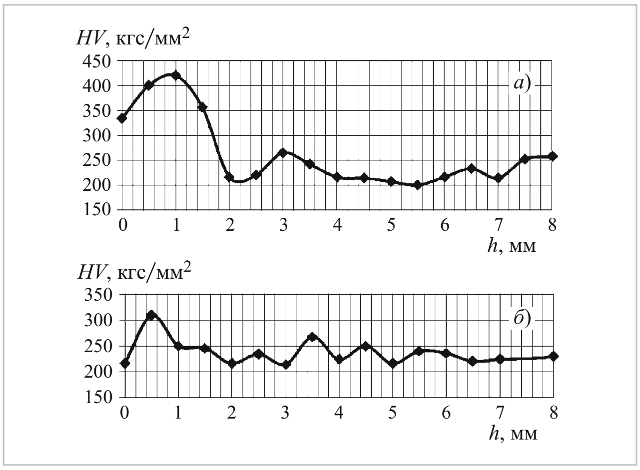

Рис. 2. Распределение микротвердости в металле сварного соединения стали 15Х11МФБ до (*а*) и после (*б*) гомогенизации и последующего термического улучшения (*h* — расстояние от линии сплавления)

состава сварочной проволоки и технологией сварки, то в ЗТВ содержание δ-феррита может значительно отличаться от его содержания как в металле шва, так и основном металле. Так, в металле шва содержание δ-феррита обычно составляет < 8 % (об.), а в ЗТВ оно может превышать 20 % (об.). На рис. 1 представлена микроструктура ЗТВ сварного соединения стали 15Х11МФБ на границе сплавления со швом. Содержание δ-феррита в зоне термического влияния составило 23 % (об.).

Структуру и вязкопластические свойства стали 15Х11МФБ после предлагаемой термической обработки, состоящей из гомогенизации с последующим термическим улучшением, сравнивали с этими характеристиками, полученными после традиционного послесварочного отпуска. Изучали также влияние новой технологии термической обработки на равномерность распределения микротвердости в ЗТВ сварного соединения.

Установлено, что из-за образовавшегося высокотемпературного феррита в структуре стали микротвердость в ЗТВ сварного соединения на расстоянии 1,5 – 3,0 мм от линии сплавления имеет пониженные значения. Так, твердость мягкой прослойки составляет 210 *HV*, что значительно ниже микротвердости остальных участков зоны термического влияния, которая равна 420 *HV* (рис. 2, *а*).

Микроструктура участков ЗТВ сварного соединения после термической обработки представлена на рис. 3. Если содержание δ-феррита в металле шва составляет 8 % (об.), то после гомогенизации он практически отсутствует. Если содержание δ-феррита в ЗТВ в исходном состоянии (рис. 1) составляло 23 % (об.), то после гомогенизации оно не превышает 3 % (об.). Следовательно, применение новой технологии термической обработки позволяет в 7,5 раз уменьшить содержание δ-феррита в структуре сварного шва стали 15Х11МФБ.

Для оценки возможности устранения мягкой прослойки на участке неполной перекристаллизации структуры исследовали распределение микротвердости в сварном соединении стали 15Х11МФБ до и после гомогенизации и последующего термического улучшения. Измерение микротвердости проводили от линии сплавления до основного металла (рис. 2). Если до гомогенизации и последующего термического улучшения на участке от линии сплавления до основного металла перепад по микротвердости составил 230 *HV*, то после гомогенизации и термического улучшения он не превысил 100 *HV*, т.е. произошла стабилизация структуры, обеспечивающая повышение ударной вязкости. Это свидетельствует о том, что предлагаемая новая технология термической обработки стали привела к устранению мягкой прослойки на участке неполной перекристаллизации структуры (1,5 – 3,0 мм от линии сплавления) зоны термического влияния сварного соединения. Вследствие этого обеспечивается равнопрочность металла ЗТВ сварного соединения на всем ее протяжении, начиная от линии сплавления до основного металла.

Для сравнения оценивали прочностные и вязкопластические свойства сварного соединения из стали 15Х11МФБ после стандартного послесварочного отпуска при 750 °С и после новой термической обработки, включающей гомогенизацию с последующим термическим улучшением. Результаты исследования представлены на рис. 4.

Видно, что новая технология термической обработки сварного соединения из стали 15Х11МФБ позволяет более чем в 2 раза повысить его пластичность и ударную вязкость по сравнению со стандартным режимом послесварочного отпуска. При этом обеспечивается равнопрочность металла зоны термического влияния сварного соединения за счет уст-

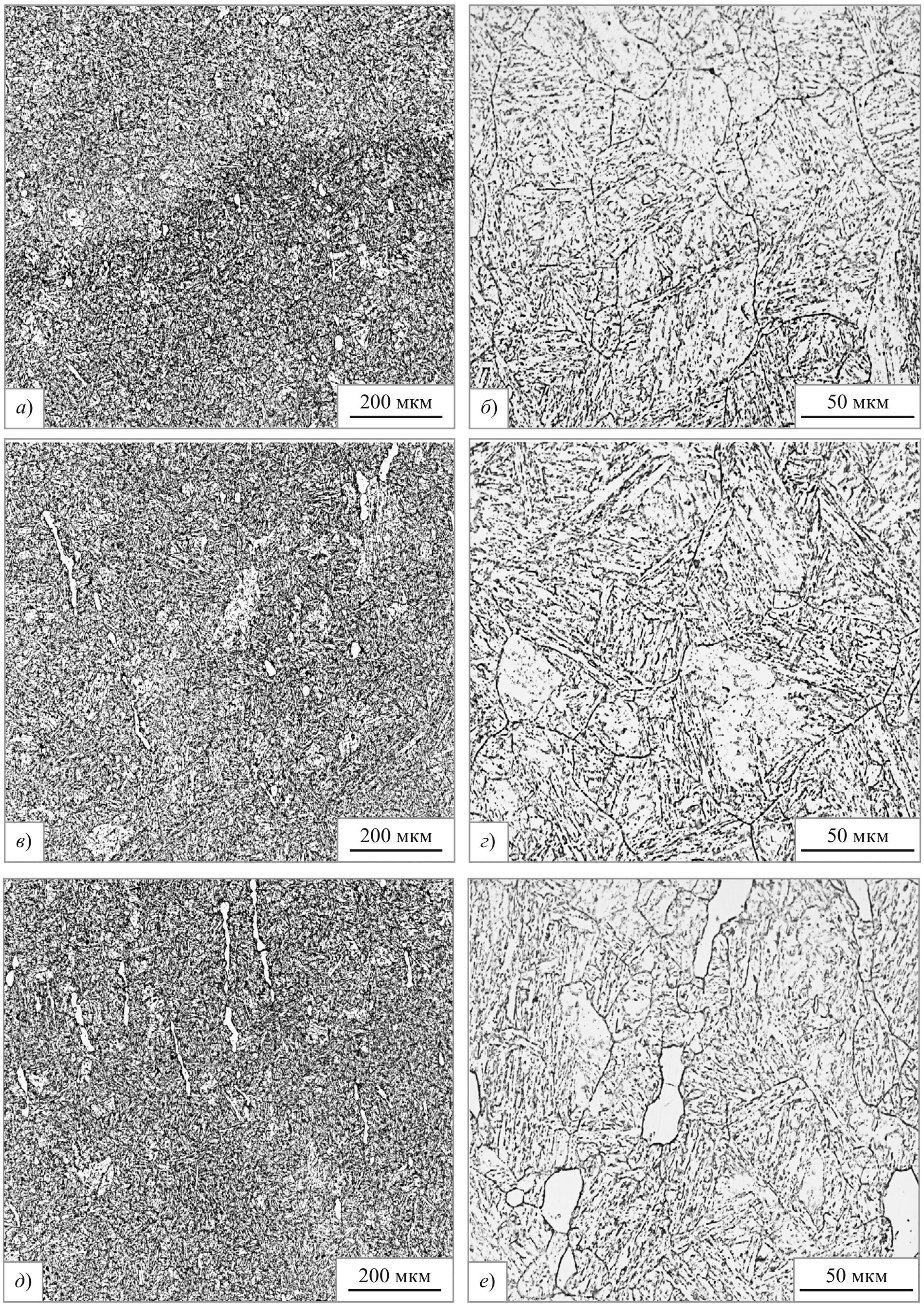

Рис. 3. Микроструктура сварного соединения из стали 15Х11МФБ после гомогенизации и термического улучшения:

а, *б* — на участке линии сплавления; *в*, *г* — на расстоянии 1,5 мм от линии сплавления; *д*, *е* — на расстоянии 3,0 мм от линии сплавления; *а*, *в*, *д* — × 100; *б*, *г*, *е* — × 500

ранения мягкой прослойки при сохранении требуемого уровня прочностных свойств.

ВЫВОДЫ

1. Гомогенизация при 1150 °С с последующим термическим улучшением позволяет более чем в 2 раза повысить вязкопластические свойства сварного соединения по сравнению с режимом послесварочного отпуска без снижения прочностных свойств стали 15Х11МФБ мартенситно-ферритного класса.

2. Технология термической обработки, включающая гомогенизацию при 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 15Х11МФБ, что невозможно получить при использовании стандартного режима послесварочного отпуска.

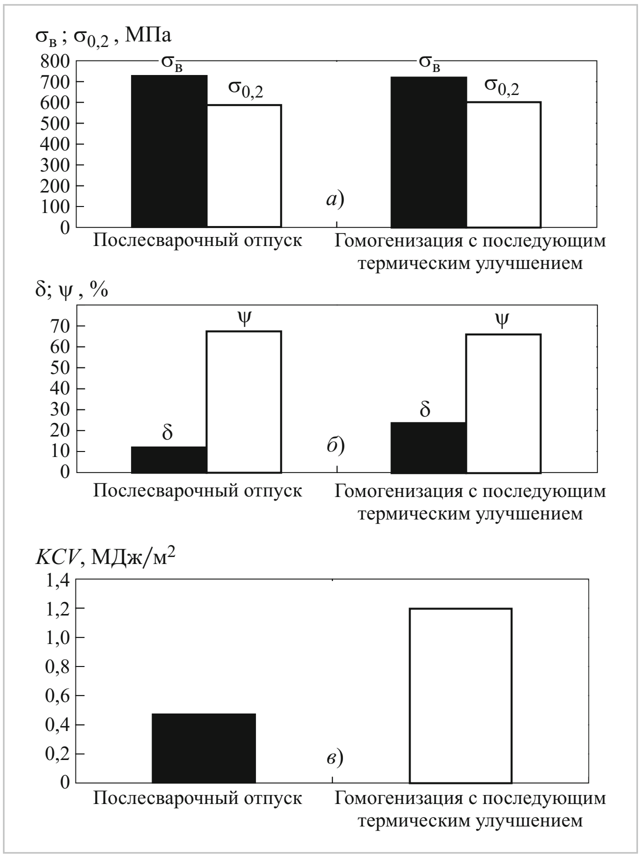

Рис. 4. Прочностные и вязкопластические свойства сварного соединения из стали 15Х11МФБ после традиционного послесварочного отпуска (при 750 °С с охлаждением на воздухе) и новой технологии термической обработки (гомогенизация при 1150 °С с выдержкой 16 ч и охлаждением на воздухе + закалка от 1050 °С на воздухе с последующим отпуском при 750 °С и охлаждением на воздухе):

а, *б* — основной металл; *в* — металл шва

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Бескоровайный Н. М.*, *Калин 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.: 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 // МиТОМ. 2013. № 10. С. 22 – 29. (Gorynin V. I., Kondrat’ev S. Yu., Olenin M. I. Raising the resistance of pearlitic and martensitic steels to brittle fracture under thermal action on the morphology of the carbide phase // Metal Science and Heat Treatment. 2014. V. 55, No. 9 – 10. P. 533 – 539.)
6. *Горынин В. И.*, *Кондратьев С. Ю.*, *Оленин М. И.*, *Рогожкин В. В.* Концепция карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости // МиТОМ. 2014. № 10. С. 32 – 38. (Gorynin V. I., Kondrat’ev S. Yu., Olenin M. I., Rogozhkin V. V. A concept of carbide design of steels with improved cold resistance // Metal Science and Heat Treatment. 2015. V. 56, No. 9 – 10. P. 548 – 554.)
7. *Оленин М. И.*, *Павлов В. Н.*, *Быковский Н. Г.* и др. 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. *Николаев Ю. К.*, *Зеленин Ю. В.*, *Кондратьев С. Ю.* Влияние структуры металла шва на характер разрушения сварных соединений аустенитных сталей // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2011. № 123. С. 229 – 237.
11. *Гуляев А. П.* Металловедение: Учебник для вузов. 7-е изд. перераб. и доп. М.: И. Д. “Альянс”, 2012. 644 с.
12. *Голиков И. Н.*, *Масленков С. Б.* Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Металлургия, 1977. 227 с.
13. *Анастасиади Г. П.*, *Сильников М. В.* Неоднородность и работоспособность стали. СПб.: Изд-во “Полигон”, 2002. 624 с.
14. *Рудской А. И.*, *Кондратьев С. Ю.*, *Анастасиади Г. П.* и др. Трансформация структуры жаропрочного сплава 0,45С – 26Cr – 33Ni – 2Si – 2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // МиТОМ. 2013. № 10. С. (Rudskoy A. I., Kondrat’ev S. Yu., Anastasiadi G. P., Oryshchenko A. S., Fuks M. D., Petrov S. N. Transformation of the structure of refractory alloy 0,45C – 26Cr – 33Ni – 2Si – 2Nb during a long-term high-temperature hold // Metal Science and Heat Treatment. 2014. V. 55, No. 9 – 10. P. 517 – 525.)
15. *Колбасников Н. Г.*, *Кондратьев С. Ю.* Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб: Наука, 2006. 363 с.
16. *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.
17. *Чернявская С. Г.*, *Красникова С. И.*, *Суламенко А. В.* Изменение дельта-феррита в стали 1Х16Н4Б при гомогенизации // МиТОМ. 1972. № 9. С. 66 – 67.
18. *Бабаков А. А.* Нержавеющие стали. Свойства и химическая стойкость в различных агрессивных средах. М.: Химическая литература, 1956. 131 с.
19. *Патент 2388833 РФ*. Способ термической обработки высокопрочной коррозионно-стойкой стали мартенситного класса / М. И. Оленин, Б. И. Бережко, В. И. Горынин и др. Опубликовано 10.05. 2010. Бюл. № 13.
20. *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.
21. *Кондратьев С. Ю.* Механические свойства металлов: учебное пособие. М-во образования и науки Российской Федерации, Санкт-Петербургский гос. политехнический ун-т. СПб, 2011. 128 с.