

УДК 669.14.018.8

Н.М. Вознесенская¹, И.И. Шестаков¹, О.А. Тоньшева¹

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОТЖИГА НА СКЛОННОСТЬ К ХРУПКИМ РАЗРУШЕНИЯМ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОКОВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 18X13N4K4C2AM3

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-12-4-4

Исследовано влияние режимов отжига на склонность к хрупким разрушениям при вылеживании или при механической обработке крупногабаритных поковок из высокопрочной коррозионностойкой стали 18X13N4K4C2AM3. Обнаружено, что причиной хрупких разрушений являются нарушения режимов отжига, приводящие к образованию в структуре неотпущенного мартенсита, что при наличии остаточных напряжений в поковке приводит к трещинообразованию. Показано, что оптимальным режимом отжига является режим, позволяющий получить структуру высокоотпущенного мартенсита с небольшим количеством стабильного остаточного аустенита (4–10%) и равномерно распределенными карбидами (карбонитридами).

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8.2. «Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие свариваемые стали с высокой вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Ключевые слова: высокопрочная коррозионностойкая сталь, хрупкие разрушения, отжиг.

Influence of modes of annealing on tendency to fragile fracture during storage or when machining large-size forgings from high-strength corrosion-resistant steel 18kH13N4K4S2AM3 is investigated. It is revealed that the reason of fragile fracture is violation of modes of annealing, bringing to existence in structure of not tempered martensite that in the presence of residual stress in a forging leads to cracking. It is shown that an optimum mode of annealing is the mode allowing to get structure of the high-tempered martensite with a small amount of stable retained austenite (4–10 %) and evenly distributed carbides (carbonitrides).

The work is executed within the implementation of the complex scientific direction 8.2. «High-strength constructional and corrosion-resistant welded steels with high fracture toughness» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030») [1].

Keywords: high-strength corrosion-resistant steel, fragile fracture, annealing.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Повышение технологичности существующих металлических материалов является одним из направлений развития современного материаловедения [1, 2], что необходимо для обеспечения роста экономической эффективности высокотехнологичных производств.

Высокопрочные коррозионностойкие стали аустенито-мартенситного класса находят применение в современной авиационной и космической технике благодаря оп-

тимальному сочетанию прочностных и пластических характеристик [3, 4]. Отдельного внимания заслуживают коррозионностойкие стали аустенито-мартенситного класса, легированные азотом [5]. Частичная замена углерода азотом позволяет реализовать более высокие уровни прочности стали при сохранении необходимой пластичности.

Сталь 18X13H4K4C2AM3 является современной коррозионностойкой сталью аустенито-мартенситного класса, которая может применяться для ответственных высокопрочных деталей авиационной техники, изготавливаемых из прутков и поковок. Для облегчения механической обработки полуфабрикаты из стали 18X13H4K4C2AM3 подвергают предварительному отжигу. Режимы предварительной термической обработки (отжига) должны создавать микроструктуру, обеспечивающую хорошую обрабатываемость резанием и условия для наиболее полного удаления при обезводороживающем отпуске диффузионно-подвижного водорода металлургического происхождения, присутствующего в стали при электрошлаковом переплаве.

Кроме того, в отожженном состоянии сталь 18X13H4K4C2AM3 должна обладать достаточной вязкостью для предотвращения растрескивания крупногабаритных полуфабрикатов вследствие перераспределения остаточных напряжений в процессе механической обработки или при длительном вылеживании, когда перераспределение напряжений по объему полуфабриката или изменение свойств металла в процессе вылеживания может привести в локальных участках к превышению предела прочности.

Микроструктура стали, удовлетворяющая предъявляемым требованиям, должна содержать высокоотпущенный мартенсит, равномерно распределенные карбиды (карбонитриды) и небольшое количество остаточного аустенита (4–10%), при этом твердость по Бринеллю должна быть не менее $d_{отп} \geq 3,4$ мм.

Высокоотпущенный мартенсит и равномерно распределенные карбиды (карбонитриды) обеспечивают хорошую обрабатываемость резанием. Структура высокоотпущенного мартенсита с незначительным количеством остаточного аустенита позволяет при последующем обезводороживающем отпуске наиболее полно удалить диффузионно-подвижный водород металлургического происхождения из мартенсита матрицы, в которой коэффициент диффузии водорода значительно больше, чем в аустените.

Небольшое количество стабильного остаточного аустенита позволяет дополнительно получить требуемую твердость и предотвратить образование трещин при механической обработке или при длительном вылеживании.

В данной работе исследовали влияние различных режимов отжига на микроструктуру и механические свойства поковки, изготовленной из стали 18X13H4K4C2AM3.

Материалы и методы

Исследование проводили на поковке из стали 18X13H4K4C2AM3 промышленного производства размером 170×500×700 мм. После операций горячей пластической деформации поковку подвергали отжигу, а затем она хранилась на складе в течение полугода. После механической обработки на поковке обнаружили поперечные трещины (рис. 1).

Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Olympus GX51, фрактографические исследования изломов – на сканирующем электронном микроскопе Phenom G2Pro. Определение механических свойств при 20°C проводили в соответствии с ГОСТ 9454–78, ГОСТ 9013–59 и ГОСТ 9012–59. Образцы под термическую обработку изготавливали с припуском не менее 0,5 мм на сторону.

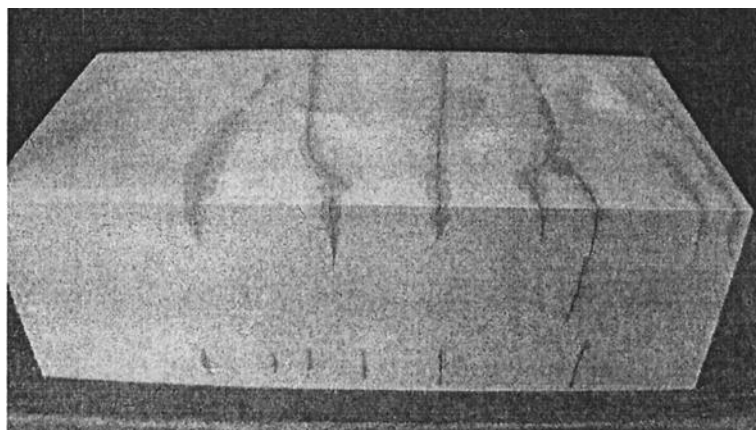


Рис. 1. Трещины на фрагменте поковки

Содержание остаточного аустенита определяли баллистическим методом на приборе типа «Штеблейн» [6]. Принцип метода заключается в измерении ЭДС, индуцируемой в испытуемом образце, и сравнении намагниченности насыщения испытуемого образца с эталоном, изготовленным из электротехнического железа.

Результаты

Микроструктура поковки из стали 18X13H4K4C2AM3 в исходном состоянии представлена хорошо травящимся мартенситом по границам зерен и плохо травящимся – внутри зерна, а также равномерно распределенными карбидами по телу и границам зерен (рис. 2, *a*).

Микроструктура поковки в зоне трещины представлена на рис. 2, *б*. Видно, что распространение трещины проходит преимущественно по границам зерен. Результаты фрактографических исследований поверхности излома представлены на рис. 3. Видно, что разрушение хрупкое, без следов пластической деформации. На изломе присутствуют как участки межзеренного разрушения, так и плоские участки разрушения по двойниковым прослойкам и кристаллам мартенсита по телу зерна.

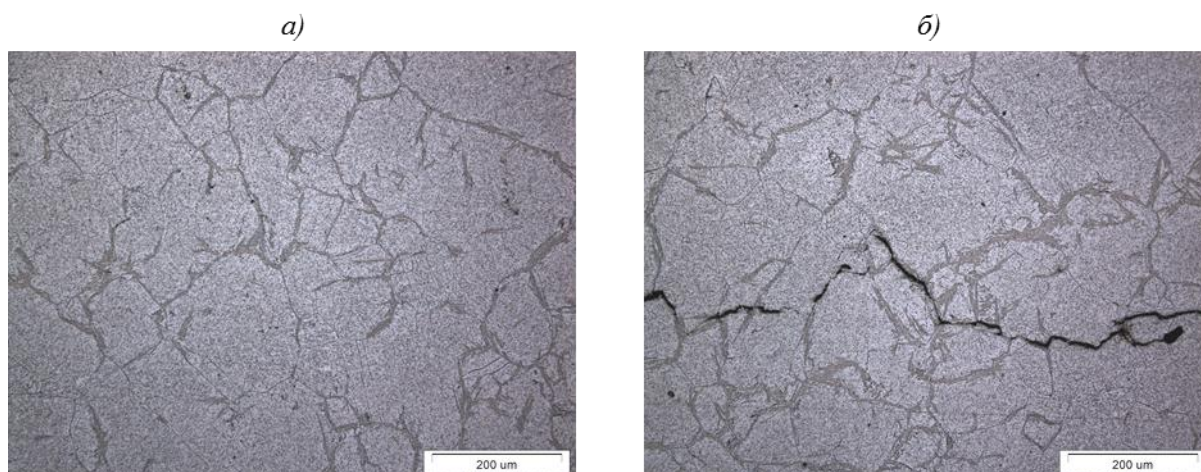


Рис. 2. Микроструктура поковки в исходном состоянии (*a*) и в зоне трещины (*б*)

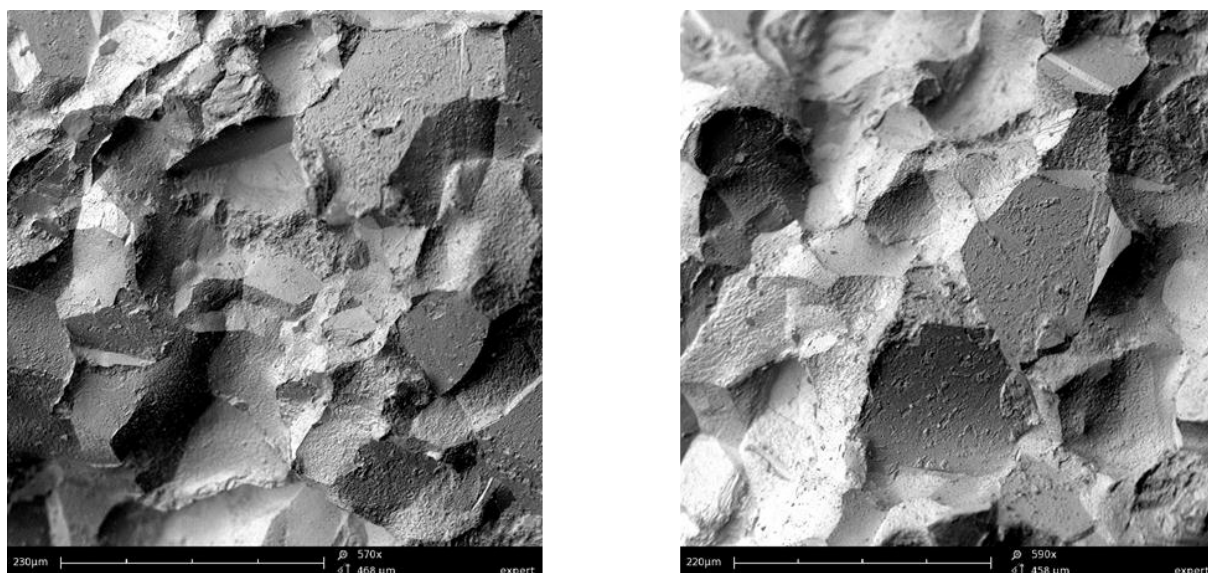


Рис. 3. Поверхность излома в зоне трещины

Режимы отжига для облегчения механической обработки резанием и для создания оптимальных условий для обезводороживающего отпуска выбирали из следующих соображений. Первый отжиг должен способствовать максимальному выделению карбидов (карбонитридов) хрома из аустенита для полного превращения аустенита в мартенсит, второй отжиг (отпуск) предназначен для высокого отпуска мартенсита и получения некоторой доли стабильного аустенита [7].

Образцы для проведения различных режимов отжига и определения механических свойств вырезали из неповрежденных участков поковки.

В таблице приведены различные режимы отжига и влияние их на твердость, ударную вязкость и фазовый состав стали 18X13N4K4C2AM3.

Влияние различных режимов отжига на твердость, ударную вязкость и фазовый состав стали 18X13N4K4C2AM3

Режим термообработки	Твердость		Ударная вязкость КСУ, Дж/см ²	Фазовый состав, %	
	по Бринеллю $d_{отп}$, мм	по Роквеллу HRC		мартенсит	аустенит
В исходном состоянии	3,30	38,0	9,8	100	0
Отжиг при 890°C	3,00	44,0	7,5	100	0
Отжиг при 890°C+отпуск при 680°C	3,55	33,0	16,0	100	0
Отжиг при 890°C+отпуск при 600°C	3,45	34,5	20,0	96	4
Отжиг при 890°C+отпуск при 680°C+ +отпуск при 600°C	–	32,0	21,0	91	9
Отжиг при 890°C+отпуск при 600°C+ +обработка холодом при -70°C	–	34,0	–	96	4
Отжиг при 890°C+отпуск при 680°C+ +отпуск при 600°C+обработка холо- дом при -70°C	–	32,0	–	91	9

В исходном состоянии металл поковки имеет повышенную твердость ($d_{отп}=3,3$ мм при норме $d_{отп} \geq 3,4$ мм) и низкую ударную вязкость, что свидетельствует о нарушениях режимов проведенного отжига.

Микроструктурные исследования металла поковки после различных режимов отжига не выявили существенных отличий от микроструктуры в исходном состоянии.

После различных режимов отжига микроструктура также характеризуется присутствием карбидов по границам и телу зерна, хорошо травящимся мартенситом по границам зерен и плохо травящимся мартенситом внутри зерна.

После отжига при 890°C структура представляет собой неотпущенный мартенсит с карбидами, распределенными по границам и телу зерен, с твердостью по Бринеллю – $d_{\text{отп}}=2,9-3,0$ мм. При исследовании изменяли температуру отпуска с 600 до 680°C. Показано, что отпуск при 680°C приводит к снижению твердости по Бринеллю – до $d_{\text{отп}}=3,5$ мм, при этом в микроструктуре отсутствует остаточный аустенит, так как аустенит, образовавшийся при 680°C, является нестабильным и при охлаждении до комнатной температуры полностью превращается в мартенсит.

Отпуск при 600°C, проведенный после отжига при 890°C, приводит к снижению твердости по Бринеллю – до $d_{\text{отп}}=3,45$ мм, при этом в микроструктуре стали сохраняется небольшое количество стабильного аустенита (4%). Стабильность данного остаточного аустенита, т. е. склонность к превращению в мартенсит, проверяли с помощью последующей обработки холодом при температуре -70°C – количество аустенита не изменилось.

Видно, что после отжига при 890°C металл поковки имеет низкую ударную вязкость ($KCU=7,5$ Дж/см²) и повышенную твердость по Роквеллу – $HRC=44$. После отпуска при 680°C ударная вязкость повысилась до $KCU=16$ Дж/см², твердость снизилась – до $HRC=33$. После отпуска при 600°C получены лучшие результаты – ударная вязкость повысилась до $KCU=20$ Дж/см², при твердости $HRC=34,5$.

Проведение отпуска при 600°C после отпуска при 680°C также повышает ударную вязкость до $KCU=21$ Дж/см², при твердости $HRC=32$. Наблюдаемое повышение ударной вязкости сопровождается повышением содержания остаточного аустенита.

После проведения отпуска при 600°C поковок из стали 18X13H4K4C2AM3 хрупких разрушений в процессе вылеживания или при механической обработке не наблюдали.

Обсуждение полученных результатов

Для объяснения причин образования хрупких трещин на поковках из стали 18X13H4K4C2AM3 целесообразно провести анализ структурного состояния металла и распределения внутренних напряжений в поковке, возникающих при термической обработке, вылеживании металла и при механической обработке.

Образование подобных хрупких трещин является следствием внутренних напряжений, возникших в результате термической обработки [8] и пониженного сопротивления отрыву металла [9]. Внутренние напряжения, возникающие при термической обработке, происходят от неодновременности фазовых превращений по сечению детали и представляют собой упругое взаимодействие объемов металла в пределах изделия. При этом некоторые зоны металла находятся в упругодеформированном состоянии растяжения, а другие – сжатия. Данное взаимодействие напряженных состояний может происходить и в процессе термической обработки и, что наиболее опасно, оставаться в металле после термообработки в виде остаточных напряжений.

При механической обработке крупногабаритных поковок с остаточными напряжениями, удаление поверхностных объемов металла приводит к перераспределению остаточных напряжений в металле, поэтому могут создаваться условия, когда в поверхностных зонах возникнут напряжения растяжения, по величине превышающие предел прочности материала в данном состоянии термообработки, что приводит к разрыву материала, образованию и распространению трещины. Если проанализировать процесс возникновения и перераспределения напряжений в процессе охлаждения металла, претерпевающего мартенситное превращение по всему сечению, то можно

видеть, что в начальный момент мартенситного превращения происходит образование мартенсита в поверхностных объемах изделия и далее – во внутренних объемах. В этом состоянии поверхность сжата, а сердцевина растянута, напряжения частично релаксируют, поскольку образование новых порций мартенсита сопровождается увеличением релаксационной способности металла. Далее, по мере продвижения фронта превращений во внутренние объемы, напряжения меняют знак – увеличение объема сердцевины приводит к растяжению поверхности и сжатию внутренних объемов. Релаксационные процессы в поверхностных объемах к этому времени затруднены. В результате, после завершения мартенситного превращения, остаются остаточные напряжения сжатия в сердцевине и растяжения на поверхности. Если напряжения растяжения превосходят предел прочности металла, то происходит разрушение в виде отрыва и образуется трещина. Если предел прочности металла выше остаточных напряжений, то трещина не образуется. Но если провести механическую обработку неотпущенного металла со съемом внешних объемов, которые компенсируют внутренние напряжения сжатия, то на внешней поверхности увеличиваются напряжения растяжения, что при превышении прочности металла приводит к разрыву и образованию трещины.

Необходимо учитывать, что металл сталей аустенито-мартенситного класса после проведения термообработки для хорошей обрабатываемости резанием обладает низкой вязкостью из-за наличия карбидных выделений по границам зерен [7]. Хрупкость металла, возникающая при предварительной термообработке (отжиге), полностью устраняется при закалке – зернограницные карбиды полностью растворяются. Тем не менее металл должен обладать определенным запасом вязкости для предотвращения растрескивания при хранении или при механической обработке.

Известно также, что свойства сталей могут меняться в процессе эксплуатации под воздействием повышенных или пониженных температур [10, 11] или при воздействии охрупчивающих факторов (водорода) [12, 13]. Имеют место случаи разрушения стальных деталей при эксплуатации [14, 15]. Наиболее опасны случаи замедленного разрушения высокопрочных деталей, вызванного наличием водорода [13, 14]. Известны случаи разрушения кованных заготовок по дефектам металлургического происхождения [16].

В данном случае образование трещин на поковке из стали 18X13H4K4C2AM3 произошло вследствие наличия в структуре металла неотпущенного мартенсита, образовавшегося после охлаждения с температур отжига. Повышенная твердость и низкая ударная вязкость мартенсита при наличии остаточных напряжений привели в результате к образованию трещин. Причем трещины могли возникнуть как в процессе вылеживания, так и при механической обработке.

Несмотря на то что содержание в металле диффузионно-подвижного водорода не превышало допустимых норм, его перераспределение в объеме поковки могло привести к локальному повышению его концентрации в прослойках неотпущенного мартенсита, обладающего повышенной сорбционной емкостью в отношении водорода [3, 13]. Длительное время вылеживания поковки на складе могло способствовать этому перераспределению. Можно также ожидать дополнительного повышения концентрации диффузионно-подвижного водорода в поверхностных объемах металла, поскольку известно о направленной диффузии водорода из сжатых областей в растянутые области [13]. Такое локальное повышение концентрации водорода может существенно снизить сопротивление хрупкому разрушению и привести к образованию трещин уже при вылеживании. Наблюдаемое разрушение по границам раздела (границы зерен и двойников), показанное на рис. 2, б и 3, также может быть вызвано повышенной концентрацией водорода на границах раздела «карбид–матрица (мартенсит)», поскольку режимы отжига приводят к выделению карбидов (карбонитридов) по границам зерен и

двойников. Неотпущенный мартенсит матрицы создает дополнительные локальные напряжения на границе раздела «карбид–матрица», что может способствовать локальному повышению концентрации водорода в мартенсите, который прилегает к карбиду, и привести к разрушению.

Последующая механическая обработка поковки привела к перераспределению напряжений и спровоцировала образование хрупких трещин на поверхности, подвергавшейся действию остаточных растягивающих напряжений, которые увеличились после съема поверхностных слоев.

Для предотвращения образования подобных разрушений необходимо полностью охлаждать поковку до температуры окружающей среды после отжига и проводить последующий отпуск при температурах, исключая образование при охлаждении неотпущенного мартенсита. В данном случае проведение отпуска при 600°C поволовок из стали 18X13H4K4C2AM3 позволило предотвратить растрескивание как при вылеживании, так и при механической обработке.

Оптимальным режимом отжига является режим, позволяющий получить структуру высокоотпущенного мартенсита с небольшим количеством стабильного остаточного аустенита (4–10%) и равномерно распределенными карбидами (карбонитридами).

Заключение

Растрескивание крупногабаритных поволовок из стали 18X13H4K4C2AM3 вызвано нарушениями режимов отжига, приводящими к образованию в структуре неотпущенного мартенсита с повышенной твердостью и низкой ударной вязкостью, что при наличии остаточных напряжений в поковке приводит к трещинообразованию.

Показано, что оптимальным режимом отжига является режим, позволяющий получить структуру высокоотпущенного мартенсита с небольшим количеством стабильного остаточного аустенита (4–10%) и равномерно распределенными карбидами (карбонитридами).

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1. (34) С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Стратегические направления развития конструкционных материалов и технологий их переработки для авиационных двигателей настоящего и будущего // *Автоматическая сварка*. 2013. №10. С. 23–32.
3. Братухин А.Г., Демченко О.Ф., Долженков Н.Н., Кривоногов Г.С. Высокопрочные коррозионноустойчивые стали современной авиации. М.: МАИ, 2006. 401 с.
4. Вознесенская Н.М., Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Шалькевич А.Б. Высокопрочные коррозионноустойчивые стали аустенито-мартенситного класса // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. №7. С. 34–37.
5. Тонышева О.А., Вознесенская Н.М. Перспективные высокопрочные коррозионноустойчивые стали, легированные азотом (сравнительный анализ) // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №3. С. 27–32. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-3-27-32.
6. Певзнер Л.М., Кубышкина Т.Д. Методы контроля и исследования машиностроительных материалов: справочное пособие. М.: Машиностроение, 1971. Т. 1: Физические методы исследования металлов. С. 446.
7. Потак Я.М. Высокопрочные стали. Сер.: Успехи современного металловедения. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
8. Малинкина Е.И. Образование трещин при термической обработке стальных изделий. М.: Машиностроение, 1965. 176 с.
9. Потак Я.М. Хрупкие разрушения стали и стальных деталей. М.: Оборонгиз, 1955. 390 с.

10. Каблов Е.Н., Кривоногов Г.С., Петраков А.Ф., Козловская В.И. Высокопрочные стали для работы в криогенных топливах // *Авиационные материалы и технологии*. 2000. №2. С. 17–24.
11. Кривоногов Г.С., Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Бирман С.И. Вязкость высокопрочных коррозионностойких сталей после нагрева при температурах 623–773 К // *Авиационные материалы и технологии*. 2000. №2. С. 9–16.
12. Каблов Е.Н., Кривоногов Г.С. Работоспособность высокопрочных коррозионностойких сталей при воздействии водорода // *Металлы*. 2002. №1. С. 42–51.
13. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. М.: *Металлургия*, 1985. 216 с.
14. Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Громов В.И. Развитие механизмов водородной и бейнитной хрупкости конструкционной стали в процессе эксплуатации крупногабаритных конструкций // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 88–93.
15. Григоренко В.Б., Орлов М.Р., Морозова Л.В., Журавлева П.Л. Исследование статического разрушения болтов из стали 30ХГСА в условиях эксплуатации // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №4. С. 125–135. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-125-135.
16. Григоренко В.Б., Морозова Л.В., Орлов М.Р. Исследование причин появления участков с различной морфологией излома в кованных заготовках из стали 38ХНЗМФА // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №8. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.09.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-8-11-11.