

УДК 620.1

О.А. Тоньшева¹, Н.М. Вознесенская¹, И.И. Шестаков¹, Э.А. Елисеев¹**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ АУСТЕНИТО-МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА 17X13H4K6CAM3ч**

DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-11-16

Приведены результаты исследований влияния различных режимов высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) на структуру и механические свойства стали 17X13H4K6CAM3ч, упрочняемой углеродом и азотом и содержащей редкоземельные элементы (РЗМ) – иттрий, лантан, церий и неодим. В работе показано, что увеличение температуры ВТМО приводит к образованию мелких рекристаллизованных зерен 9–10 балла в плавках стали 17X13H4K6CAM3ч, отличающихся наибольшим суммарным количеством углерода и азота: 0,25–0,30%. Наличие в структуре мелких рекристаллизованных зерен существенно увеличило в стали ударную вязкость (при испытании образцов с острым надрезом $r_n=0,25$ мм) с сохранением прочностных характеристик (пределов прочности и текучести) по сравнению со сталью, не подвергнутой ВТМО.

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, ВТМО, рекристаллизация.

Results of researches of influence of different modes of high-temperature thermomechanical processing (HTMP) on structure and mechanical properties of steel 17X13H4K6CAM3ч strengthened by carbon and nitrogen, containing rare earth metals such as yttrium, lanthanum, cerium and neodymium are given in the article. Working results show that increase in temperature of HTMP leads to formation of fine recrystallized grains of 9–10 points in melts of the steel containing the greatest total quantity of carbon and nitrogen: 0,25–0,30%. Fine recrystallized grains significantly increased impact strength of the steel (when testing Sharpy-samples) with saving of strength characteristics (tensile strength and yield strength) in comparison with the steel which has not been subjected by HTMP.

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, high-temperature thermomechanical processing, recrystallization.

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

Переход России к новому шестому технологическому укладу требует увеличения уровня инновационной активности, связанной с поддержкой развития науки. Поэтому развитие материаловедения – важный этап в экономическом росте страны, который позволяет реализовать передовые конструкторские идеи, всегда опирающиеся на последние достижения в области материаловедения, сохраняя статус мировой державы [1–3].

Одним из актуальных направлений развития в области разработок сталей и технологий их получения является введение азота в качестве легиру-

ющего элемента, что создало новую нишу исследований влияния азота на структуру и свойства таких сталей с возможностью получения высоконадежных материалов.

Легиrowание азотом оказалось довольно перспективным и вызвало интерес к изучению оптимального с точки зрения свойств количества азота и его способности влиять на фазовые и структурные превращения.

Использование высокоазотистых сталей ограничено в виду малой растворимости азота. Так, при выплавке в открытых печах аустенитных коррозионностойких сталей, легиrowанных хромом

(18–20% (по массе)) и марганцем (~10% (по массе)), возможно введение до 0,5–0,6% (по массе) азота. Плотные, без пор слитки коррозионностойких сталей с мартенситной или аустенито-мартенситной структурой можно получить, используя метод открытой выплавки, при этом содержание азота, как правило, не должно превышать 0,10% (по массе).

Все более широкое применение в мире в различных отраслях промышленности находят стали со сверхравновесным содержанием азота. Такие стали требуют специальных методов выплавки, например, в печах электрошлакового переплава под давлением (ЭШПД) [4].

Удешевление технологии изготовления стали с высоким содержанием азота без применения ЭШПД, а также получение аустенитных сталей, обладающих более высокой прочностью, возможно, по мнению авторов работы [5], при увеличении содержания хрома и марганца, позволяющее вводить большее количество азота (например, в аустенитную сталь системы 23 Mn–21 Cr–1,5 Ni–0,9 N (в % (по массе))) или легирование стали углеродом и азотом одновременно в сумме ~1% (по массе). С такой системой легирования разработана аустенитная сталь 17 Mn–15 Cr–0,4 C–0,4 N (в % (по массе)), выплавляемая в открытой печи и обладающая повышенными прочностью и коррозионной стойкостью [6].

Во ФГУП «ВИАМ» разработана высокопрочная коррозионностойкая сталь 17X13N4K6CAM3ч аустенито-мартенситного класса с пределом прочности при растяжении $\sigma_b \geq 1760$ МПа, упрочняемая углеродом и азотом и содержащая редкоземельные элементы (РЗМ) – иттрий, лантан, церий и неодим. Сталь выплавляется по магнитной пробе на приборе ИФСС, определяющей фазовый состав стали в литом состоянии. Однако «мягкие» плавки, характеризующиеся повышенным количеством аустенита, могут иметь пониженные прочностные свойства.

Одним из способов упрочнения, а также увеличения коррозионных свойств, основанном на совмещении деформации и термообработки, является высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) [7, 8].

Эксплуатационные свойства материала определяются структурой, формирование которой зависит от параметров применяемой ВТМО – температуры и скорости деформирования. Такие параметры для стали устанавливаются с учетом критических температур конкретной плавки: полного растворения избыточных фаз, динамической рекристаллизации, полиморфного превращения [9].

Цель данной работы – определить условия ВТМО для стали 17X13N4K6CAM3ч, при которых достигается увеличение прочностных свойств.

Материалы и методы

Эксперимент проводили на образцах четырех плавков, отличающихся содержанием углерода и

азота и суммарным количеством РЗМ (см. таблицу). Прутки квадратного сечения размером 30 мм из каждой плавки перековывали при различных температурах (от 1050 до 1130°C) на квадрат 14 мм методом ВТМО. Затем все полученные прутки быстро охлаждали в холодной воде с температуры деформации, подвергали обработке холодом и низкому отпуску. Степень обжатия составила 78%. Скорость деформации всех прутков в процессе ВТМО одинакова.

Для сравнения часть прутков ($\square 14$ мм) всех исследуемых плавков получали обычной ковкой с охлаждением на воздухе с последующей стандартной для коррозионностойких сталей переходного класса термической обработкой: закалка с температуры растворения карбидов, обработка холодом и низкий отпуск.

Из готовых прутков $\square 14$ мм изготавливали образцы для испытаний на растяжение по ГОСТ 1497–84 и на определение ударной вязкости по ГОСТ 9454–78 при комнатной температуре. Микроструктуру изучали на оптическом микроскопе после электролитического травления, балл зерна устанавливали по шкале ГОСТ 5639–82.

Количество мартенситной и аустенитной фаз определяли на основе измерения величины намагниченности насыщения на баллистической установке «Штеблейн» индукционным методом [10].

Полученные результаты испытаний стали 17X13N4K6CAM3ч представлены в таблице.

Результаты и обсуждение

Исследованием микроструктуры всех плавков, выявленной травлением на зерно, установлено, что текстурированной структурой обладают прутки плавки 1, нагретые под ВТМО до наиболее низкой температуры из выбранных (рис. 1, а). При этой температуре деформация металла прошла без рекристаллизации. Однако в структуре присутствуют строчки нерастворенных карбидов, преимущественно в аустенитных полях (рис. 1, б), свидетельствующие о недостаточном нагреве прутков. По сравнению со свойствами, полученными после испытаний образцов из прутков, подвергнутых стандартной термической обработке, после ВТМО плавки 1 замечено небольшое увеличение предела прочности и существенный рост (более чем на 100 МПа) значений предела текучести. Пластические характеристики и характеристики вязкости стали остались на уровне металла, не претерпевшего ВТМО (см. таблицу).

Такой эффект после ВТМО сталь приобрела благодаря развитой полигонизованной субструктуре, способствующей росту сопротивления малым пластическим деформациям (отсюда заметное увеличение предела текучести) [11, 12], и отсутствию процессов рекристаллизации.

Изменение режима ВТМО в сторону увеличения температуры деформации прутков плавки 2 и 3 привело к образованию мелких рекристаллизо-

**Механические свойства стали 17X13H4K6САМЗч после ВТМО
и обработки по стандартному режиму**

Условный номер плавки	Σ РЗМ	Σ (С+N)	Вид обработки	σ _в	σ _{0,2}	δ	ψ	KCV, Дж/см ²	Балл зерна	Количество остаточного аустенита, %	Примечание
				МПа		%					
1	0,0042	0,20	ВТМО при 1050–900°C	1760	1365	18	60	105	–	11	В структуре местами нерастворенные карбонитриды в аустенитных полях, текстура ярко выражена
			Без ВТМО*	1720	1230	17	58	103	7	7	–
2	0,0016	0,25	ВТМО при 1100–900°C	1785	1370	17	55	96	9–10	14	Скопления карбонитридов отсутствуют, наблюдается слабо выраженная текстура
			Без ВТМО*	1725	1320	18,5	60	75	3	12	–
3	0,0022	0,30	ВТМО при 1100–900°C	1740	1312	19	60	90	9–10	8	Рекристаллизованная структура
			Без ВТМО*	1760	1312	18	59	86	3–4	6	–
4	0,0005	0,30	ВТМО при 1130–900°C	1770	1325	23	63	73,5	9–10	22	Рекристаллизованная структура
			Без ВТМО*	1810	1321	20	50	81	4	17	–

* Ковка с охлаждением на воздухе+закалка с 1100°C+обработка холодом+низкий отпуск.

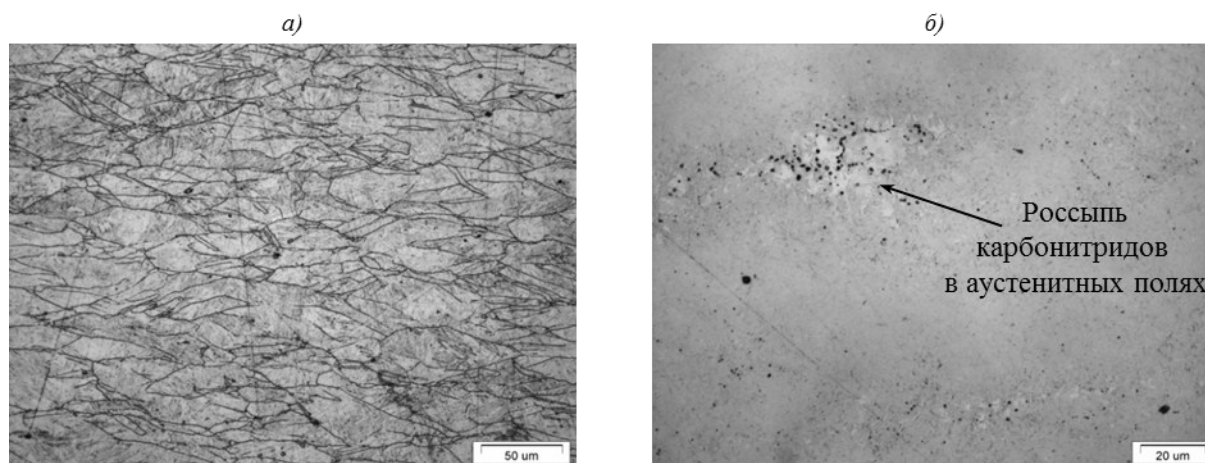


Рис. 1. Микроструктура плавки 1 после ВТМО при 1050–900°C и электролитическом травлении на зерно (а) и в 10%-ном растворе щавелевой кислоты (б)

ванных зерен (рис. 2), несмотря на большее содержание в указанных плавках элементов внедрения – углерода и азота, которые тормозят развитие рекристаллизации [13]. При этом в плавке 2 с суммой С и N, равной 0,25% (по массе), замечено наличие слабо выраженной текстуры уже новых зерен, вероятно, вследствие начала наклепа на момент окончанияковки.

С учетом того, что режим процесса деформации для плавки 2 и 3 одинаков, можно предположить, что отсутствие признаков наклепа в плавке 3 связано с недостаточным растворением карбонитридов хрома в твердом растворе, а также с наличием большего содержания РЗМ (0,0022% (по массе)), соединения которых создают преимущество для зарождения рекристаллизованных зерен.

Рекристаллизация стали плавки 2 и 3 привела к получению мелкозеренной структуры и, как следствие, к увеличению значений ударной вязкости

(см. таблицу). Приобретение совершенной структуры после ВТМО не дало прироста по прочностным характеристикам стали плавки 3, а существование даже слабо деформированных зерен стали плавки 2 вызвало рост пределов прочности и текучести.

Температура деформации прутков плавки 4, которая содержит наибольшее количество углерода и азота из всех исследуемых (S(C+N)=0,30% (по массе)), была принята более высокой: 1130–900°C – с целью растворения карбидов/карбонитридов. Указанный режим ВТМО для плавки 4 не привел к увеличению предела прочности, так же как и в предыдущем случае с плавкой 3. Рекристаллизация, успевшая завершиться к моменту окончанияковки, измельчила зерна с 3–4 балла (без ВТМО) до 9–10 балла (рис. 3). Увеличение после ВТМО аустенитной составляющей в структуре стали плавки 4 (с 17 до 20–24%) за счет ее стабилизации, что является характерным для ВТМО, способствовало росту

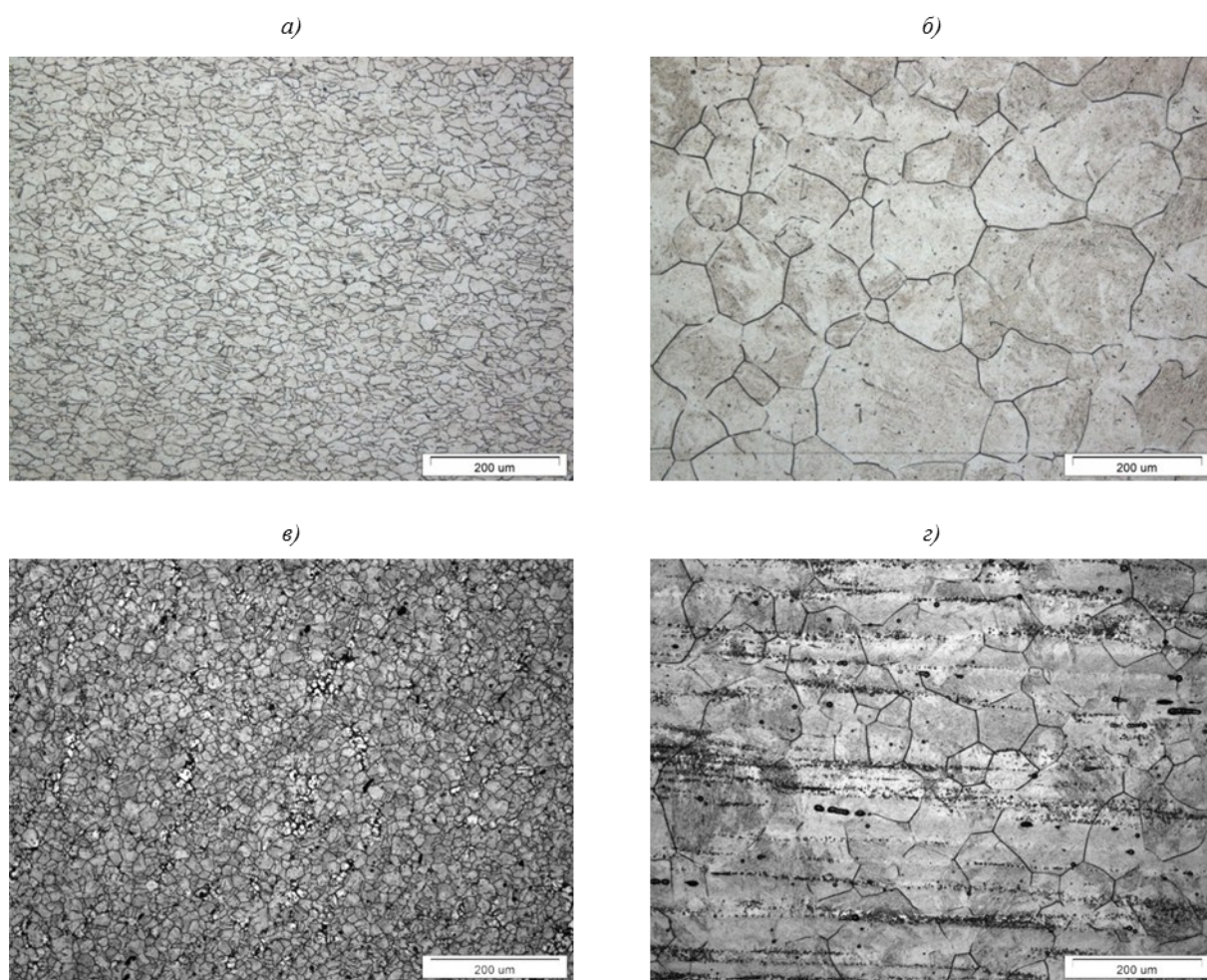


Рис. 2. Размер зерен сплавов 2 (а, б) и 3 (в, г) после VTMO (а, в) и без VTMO (б, г)

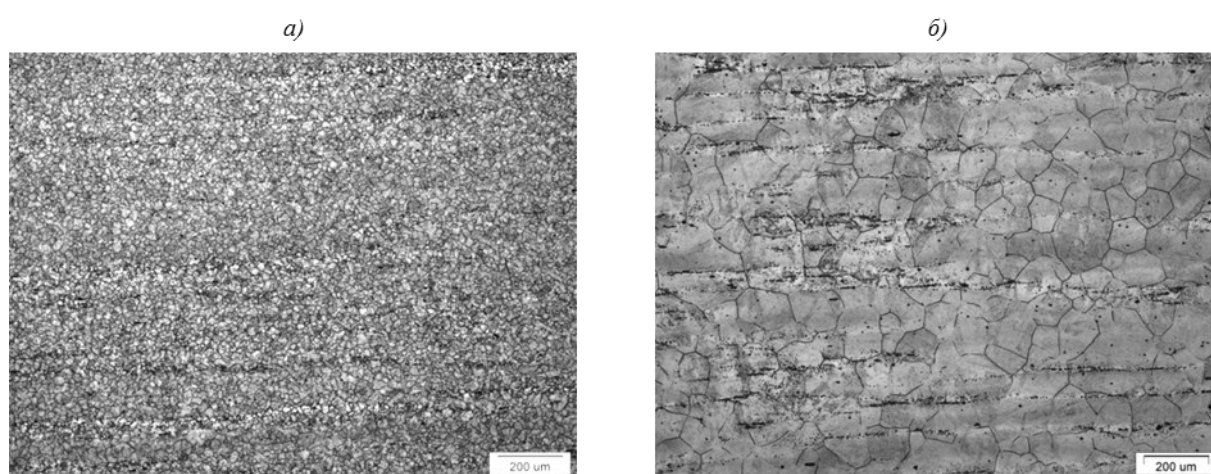


Рис. 3. Размер зерен сплава 4 после VTMO (а) и без VTMO (б)

пластических характеристик – относительных удлинения и сужения.

Несмотря на то что с ростом температуры деформации зерна крупнее и совершеннее [14], структура сплава плавки 4, зафиксированная с высокой температуры ВТМО, – со стабильно мелким зерном, подобно плавкам 2 и 3, прутки которых деформированы с пониженных температур. Высокая температура нагрева под ковку стали плавки 4 растворила избыточные карбонитридные фазы, образованные повышенным количеством углерода и азота (по сравнению с плавками 2 и 3), благодаря чему атомы внедрения этих элементов создали препятствия для роста зерен и, следовательно, для собирательной рекристаллизации. Одновременно с этим более полное растворение при температуре 1130°C карбонитридов обогащает твердый раствор атомами азота, отличающегося низкой энергией дефектов упаковки, что облегчает достижение критической плотности дислокаций, при которой происходит динамическая рекристаллизация [15]. Вероятно, полученная вследствие этого совершенная рекристаллизованная структура привела к тому, что предел прочности плавки 4 после ВТМО даже ниже, чем после стандартной термообработки (см. таблицу).

Заключения

1. Для коррозионностойкой стали 17X13N4K6CAM3ч, упрочняемой углеродом и азотом, сумма которых составляет 0,20% (по массе), температура ВТМО (1050°C) недостаточна для растворения карбидов/карбонитридов, однако структура при таком режиме деформации тексту-

рирована, что привело к увеличению предела прочности и особенно резко предела текучести.

2. С ростом температуры деформации и увеличением количества углерода и азота (до 0,20–0,30% (по массе)) наблюдается рекристаллизованная структура, причем при одинаковом режиме ВТМО в плавке, содержащей меньше по сумме элементов внедрения С и N, заметны слабо наклепанные зерна, свидетельствующие о протекании стадии пластической деформации в момент окончанияковки с образованием двойников внутри зерен. Благодаря присутствию текстуры деформации, указывающей на формирование в процессе ВТМО субструктуры, металл имеет преимущества по прочностным свойствам (σ_b , $\sigma_{0,2}$) по сравнению с металлом этой же плавки, не претерпевшей ВТМО.

3. Оптимальный температурный интервал ВТМО для стали 17X13N4K6CAM3ч, при котором удается избежать рекристаллизации, лежит ниже температуры закалки.

4. Сталь 17X13N4K6CAM3ч имеет высокую склонность к рекристаллизации при горячей деформации с температуры растворения карбонитридных фаз, поэтому трудно создать к моменту окончания обработки нерекристаллизованную структуру. Из-за более полного растворения карбонитридов, обеспечивающегося высокой температурой нагрева (>1100°C), и обогащения твердого раствора азотом снижается энергия дефектов упаковки, что облегчает наклепывание аустенита при горячей обработке давлением. Сильно деформированный аустенит вызывает быстрое протекание рекристаллизационных процессов.

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. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2013. №2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.02.2016).
4. Крылов С.А., Евгенов А.Г., Щербakov А.И., Макаров А.А. Новая электрошлаковая печь под давлением ДЭШП-0,1: освоение и перспективы развития // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2016. №5. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.07.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-5-4-4.
5. Berns H., Gavriljuk V.G., Riedner S., Tyshchenko A. High Strength Stainless Austenitic CrMnCN Steels – Part I: Alloy Design and Properties // *Steel research international*. 2007. Vol. 78. No. 9. P. 714–719.
6. Schmalt F., Berns H., Gavriljuk V.G. Mechanical properties of a stainless austenitic GrMnCN steel // *Proceedings of the 7 international conference on High Nitrogen Steels*. Ostend, Belgium. 2004. Vol. 1. P. 437–447.
7. Шестаков И.И., Вознесенская Н.М., Тоньшева О.А. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на структуру и свойства высокопрочной коррозионностойкой стали марки 17X13N4K6CAM3ч // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2016. №6. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.08.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-6-2-2.
8. Тоньшева О.А., Вознесенская Н.М., Шальке-

- вич А.Б., Петраков А.Ф. Исследование влияния высокотемпературной термомеханической обработки на структуру, технологические, механические и коррозионные свойства высокопрочной коррозионно-стойкой стали переходного класса с повышенным содержанием азота // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №3. С. 31–36.
9. Разуваев Е.И., Моисеев Н.В., Капитаненко Д.В., Бубнов М.В. Современные технологии обработки металлов давлением // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2015. №2. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.04.2015). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-3-3.
 10. Певзнер Л.М., Кубышкина Т.Д. Методы контроля и исследования машиностроительных материалов: справочное пособие. М.: Машиностроение, 1971. Т. 1: Физические методы исследования металлов. 446 с.
 11. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина М.Л. Термомеханическая обработка стали. М.: Metallurgia, 1983. 480 с.
 12. Банных О.А., Бецофен С.Я., Лукин Е.И., Блинов В.М., Вознесенская Н.М., Блинов Е.В., Тоньшева О.А. Исследование влияния горячей прокатки на структуру и механические свойства азотосодержащей аустенито-мартенситной стали // *Деформация и разрушение материалов*. 2015. №1. С. 32–36.
 13. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Metallurgia, 1978. 568 с.
 14. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Metallurgia, 1978. 338 с.
 15. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М.: Metallurgia, 1968. Т. 1, 2. 1172 с.