

УДК 620.1:669.14.018.8

*И.И. Шестаков<sup>1</sup>, Н.М. Вознесенская<sup>1</sup>, О.А. Тоньшева<sup>1</sup>***ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ МАРКИ 17Х13Н4К6САМЗч**

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-6-2-2

*Исследовано влияние высокотемпературной термомеханической обработки на структуру и механические свойства высокопрочной коррозионностойкой стали марки 17Х13Н4К6САМЗч, микролегированной редкоземельными металлами. Показано, что высокотемпературная термомеханическая обработка по оптимальному режиму уменьшает средний размер зерна в ~5 раз в сравнении со стандартной термической обработкой. Содержание остаточного аустенита при этом увеличивается с 12 до 17%. Результаты испытаний механических свойств образцов после высокотемпературной термомеханической обработки показали заметный прирост значений предела текучести, относительных удлинения и сужения, ударной вязкости (ККУ и КСВ) в сравнении со свойствами после стандартной термической обработки. Применение высокотемпературной термомеханической обработки позволяет реализовать эффект мелкозернистости, развитой субструктуры и положительного влияния остаточного аустенита на прочностные и пластические свойства стали 17Х13Н4К6САМЗч.*

*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:** *высокотемпературная термомеханическая обработка, высокопрочная коррозионностойкая сталь, размер зерна, остаточный аустенит, механические свойства.*

*Influence of high-temperature thermomechanical treatment on structure and mechanical properties of high-strength corrosion-resistant steel of the grade 17H13N4K6SAM3ch microalloyed by rare-earth metals is investigated. It is shown that high-temperature thermomechanical treatment at an optimum mode reduces average grain size in ~5 times in comparison with standard heat treatment. The content of retained austenite thus increases from 12 to 17%. Test results of mechanical properties of samples after high-temperature thermomechanical treatment have shown a noticeable gain of yield point, unit elongation and reduction of area, impact toughness (of KCU and KCV) in comparison with properties after standard heat treatment. Application of high-temperature thermomechanical processing allows to implement the effect of fine grain, developed substructure and positive influence of retained austenite on strength and plastic properties of steel 17H13N4K6SAM3ch.*

*Work is executed within 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-temperature thermomechanical treatment, high-strength corrosion-resistant steel, grain size, retained austenite, mechanical properties.*

---

<sup>1</sup>Федеральное 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

Разработка новых материалов и технологий их производства является одним из основных направлений для развития современной авиакосмической техники и других высокотехнологичных отраслей машиностроения [1–3]. Создание новых металлических материалов достигается оптимальным комплексным легированием и применением более совершенных технологий, обеспечивающих повышенный комплекс физико-механических свойств.

Одним из перспективных методов повышения служебных свойств металлических материалов является микролегирование редкоземельными металлами (РЗМ), что обусловлено их поверхностно-активными свойствами как в расплаве, так и в твердом состоянии [2]. Другой не менее важный метод повышения механических свойств металлов – формирование мелкозернистой структуры в металлах и сплавах методами деформации [4, 5]. Известным способом получения мелкозернистого строения металла является применение высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) [6, 7], позволяющей повышать одновременно характеристики прочности и пластичности металла. Идея ВТМО заключается в фиксации быстрым охлаждением высокотемпературной деформированной структуры металла. В сталях, претерпевающих мартенситное превращение, формирование кристаллов мартенсита происходит под влиянием структуры и субструктуры деформированного аустенита, что приводит к уменьшению размеров и фрагментации мартенситных кристаллов за счет роста кристаллов в пределах мелкого рекристаллизованного зерна и наследования субструктуры деформированного аустенита. Варьируя условиями деформирования при ВТМО, можно влиять на плотность и характер распределения дефектов кристаллического строения аустенита, что позволяет управлять структурой и свойствами полученного мартенсита в широких пределах.

ВТМО по сравнению со стандартной термической обработкой (ТО) для сталей в состоянии после низкого отпуска наиболее существенно увеличивает сопротивление малым пластическим деформациям, а именно повышает пределы упругости и текучести; в несколько меньшей мере после такой обработки возрастает предел прочности. Кроме того, ВТМО обеспечивает рост циклической и контактной выносливости, а также релаксационной стойкости. Важным эффектом ВТМО является уменьшение сегрегаций вредных примесей на границах зерен. Очищение границ зерен от примесей происходит во время горячей пластической деформации, когда в процессе миграции высокоугловых границ происходит отрыв границы от примесных сегрегаций. При этом примесные атомы не успевают продиффундировать к новым границам зерен по причине торможения диффузии дефектами кристаллического строения и элементами субструктуры и вследствие последующего быстрого охлаждения (заковки).

В современной авиационной технике широкое применение находят высокопрочные коррозионностойкие стали [8, 9]. Наилучшим сочетанием прочностных и пластических характеристик обладают коррозионностойкие стали аустенито-мартенситного класса [10, 11], что позволяет использовать их для особо ответственных узлов и деталей. Размер зерна и состояние границ зерен высокопрочных коррозионностойких сталей определяют важнейшие характеристики, такие как пластичность, вязкость и трещиностойкость [12]. Отрицательное влияние крупного зерна усиливается при росте прочности стали и понижении температуры испытаний. Для повышения прочности и вязкости коррозионностойких сталей также может применяться ВТМО [13–16]. Как отмечено в работе [16], ВТМО стали аустенито-мартенситного класса позволяет, наряду с повышением механических свойств, существенно повысить сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением. Этот факт подтверждает положительное влияние ВТМО на чистоту границ зерен, так как разрушение при коррозионном

растрескивании под напряжением происходит по границам зерен и немаловажное значение имеет их чистота по примесным элементам.

Актуальной задачей является проведение дополнительных исследований по возможности повышения прочностных и пластических характеристик высокопрочных коррозионностойких сталей методом ВТМО. В данной работе целью являлось исследование влияния ВТМО на структуру и механические свойства высокопрочной коррозионностойкой стали аустенито-мартенситного класса марки 17X13H4K6CAM3ч.

### Материалы и методы

Исследовали прутки квадратного сечения со стороной квадрата 14 мм, изготовленные из высокопрочной коррозионностойкой стали аустенито-мартенситного класса марки 17X13H4K6CAM3ч. Сталь микролегирована редкоземельными металлами – иттрием, лантаном, церием и неодимом.

Деформацию металла для получения прутков осуществляли ковкой. Исследовали прутки, полученные по стандартной схеме и после ВТМО. Стандартная схема включала: получение прутка ковкой, высокий отпуск, закалку, обработку холодом, низкий отпуск. Схема с ВТМО включала: закалку прутков с температурыковки, обработку холодом, низкий отпуск. Степень деформации металла при вытяжке прутков ковкой составляла не менее 70%. Температура нагрева и продолжительности выдержки при ВТМО соответствовали температуре и продолжительности выдержки операции закалики по стандартной схеме. Температуру нагрева и продолжительность выдержки под закалку и ВТМО выбирали оптимальными для растворения карбидной (карбонитридной) фазы и при этом не вызывающими значительного роста аустенитного зерна.

Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Olympus GX51, определение механических свойств при 20°C – в соответствии с ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 9454–78. Балл аустенитного зерна после различных режимов термической (термомеханической) обработки определяли в соответствии с ГОСТ 5639–82. Образцы под термическую обработку по стандартной схеме изготавливали с припуском не менее 0,5 мм на сторону. Образцы после операции ВТМО изготавливали непосредственно из термоупрочненных прутков.

Содержание остаточного аустенита определяли баллистическим методом на приборе типа «Штеблейн» [17]. Принцип метода заключается в измерении ЭДС, индуцируемой в испытуемом образце, и сравнении намагниченности насыщения испытуемого образца с эталоном, изготовленным из электротехнического железа.

На рис. 1 и 2 представлены микроструктуры (зерно) стали 17X13H4K6CAM3ч после термообработки по стандартной схеме и после операции ВТМО.



Рис. 1. Микроструктура стали 17X13H4K6CAM3ч после стандартной термообработки (поперечный шлиф, травление на зерно)

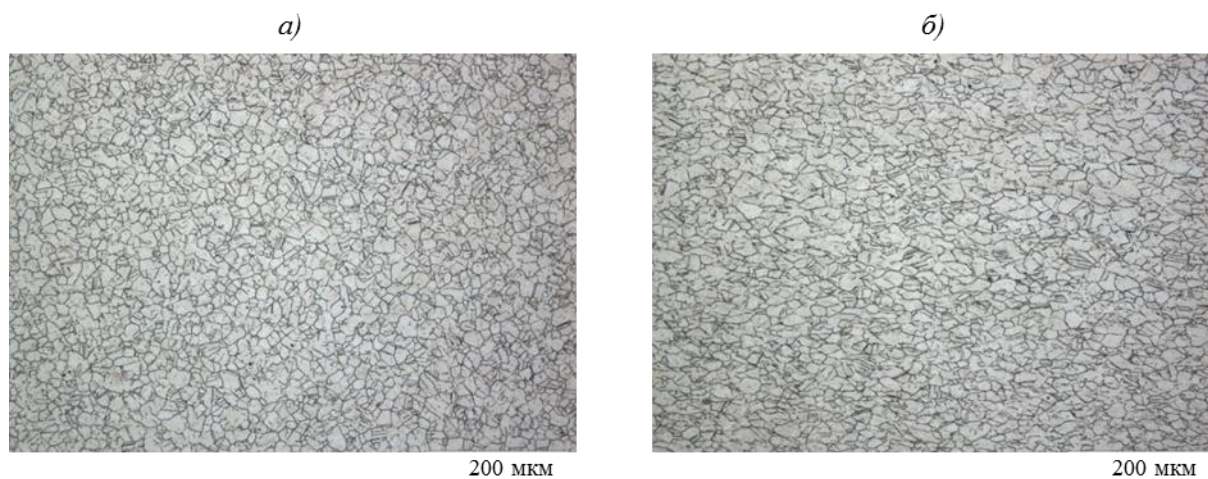


Рис. 2. Микроструктура стали 17X13N4K6CAM3ч после операции ВТМО (травление на зерно):  
*a* – поперечный шлиф; *б* – продольный шлиф

Размер зерна после стандартной термообработки соответствует 4–5 баллу, в продольном направлении структура аналогична. После ВТМО размер зерна составил 9–10 балл. После операции ВТМО зерно мелкое и незначительно вытянуто вдоль прутка. Средний диаметр зерна после ВТМО меньше, чем после стандартной термообработки в ~5 раз.

На рис. 3 приведена микроструктура (зерно) продольного шлифа после операции ВТМО при большем увеличении. В структуре наблюдаются двойники в виде полос различной ширины на фоне тела зерна. Наличие двойников, которые можно характеризовать как двойники рекристаллизации (отжига) [18, 19], свидетельствует о прохождении рекристаллизационных процессов, которые привели к образованию мелких рекристаллизованных зерен с двойниковыми прослойками во многих из них.

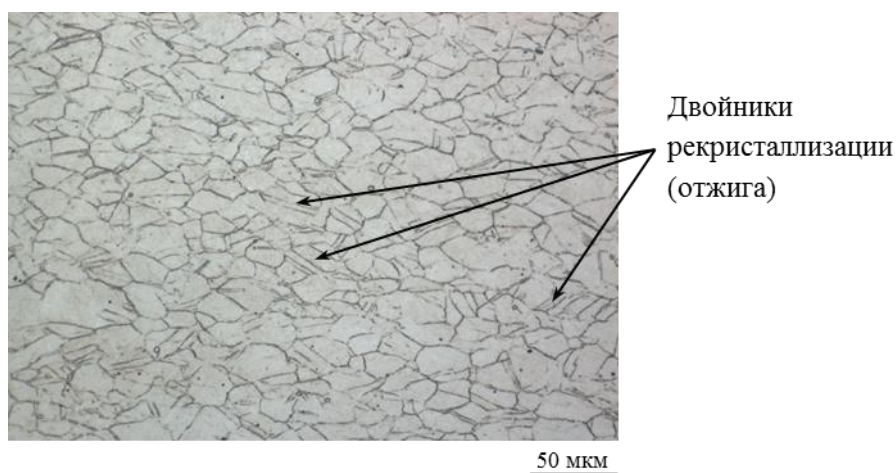


Рис. 3. Микроструктура стали 17X13N4K6CAM3ч после операции ВТМО (продольный шлиф, травление на зерно)

Некоторая вытянутость зерен вдоль направления деформации на шлифах после ВТМО свидетельствует о наложении заключительных операций деформации на рекристаллизованную мелкозернистую структуру. С учетом наличия определенной последовательной выдержки перед закалкой можно предполагать образование субструктуры по механизму полигонизации в теле деформированного мелкого зерна.

В таблице приведены результаты испытаний механических свойств образцов после стандартной термообработки и ВТМО, а также данные по содержанию остаточного аустенита.

**Механические свойства и фазовый состав стали после стандартной термообработки (ТО) и ВТМО**

Схема обработки	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	KCU	KCV	Твердость по Роквеллу HRC	Содержание остаточного аустенита, %
	МПа		%		Дж/см <sup>2</sup>			
Стандартная ТО	1760	1320	15	50	128	97	50	12
ВТМО	1790	1420	18	60	172	119	51	17

Из приведенных данных видно, что операция ВТМО дает прирост прочностных и пластических свойств: предела прочности при растяжении ( $\sigma_B$ ) – на 30 МПа, предела текучести при растяжении ( $\sigma_{0,2}$ ) – на 100 МПа, относительного удлинения ( $\delta$ ) – на 3%, относительного сужения ( $\psi$ ) – на 10%, ударной вязкости: KCU – на 44 Дж/см<sup>2</sup>, KCV – на 22 Дж/см<sup>2</sup>. Содержание остаточного аустенита после ВТМО увеличивается с 12 до 17%.

**Результаты и обсуждение**

Исследования структуры стали 17X13H4K6САМЗч после стандартной термической обработки и после операции ВТМО показали существенное различие в размере зерна. Размер зерен после ВТМО в ~5 раз меньше, чем после стандартной термообработки, и зерна незначительно вытянуты вдоль прутка.

Известно [6, 7], что для получения оптимального сочетания характеристик прочности и пластичности после пластической деформации при ВТМО необходима определенная последеформационная выдержка для создания развитой субструктуры и мелко-го рекристаллизованного зерна, не допускающая начала собирательной рекристаллизации. Поскольку вытяжку прутка осуществляли ковкой в течение определенного времени, следовало учитывать возможность прохождения процессов динамической полигонизации и рекристаллизации.

Необходимо также учитывать влияние легирующих элементов на скорость процессов рекристаллизации. Легирование карбидообразующими элементами приводит к торможению диффузионных процессов, что замедляет разупрочнение в процессе и после деформации [7, 18]. Микролегирование редкоземельными металлами повышает устойчивость созданной в процессе деформации субструктуры в результате адсорбции РЗМ на границах зерен и в местах скопления дислокаций [7]. Высоколегированные стали более устойчивы к процессам рекристаллизации, поэтому для них допустимы более продолжительные последеформационные выдержки (1–2 мин) в сравнении с низколегированными сталями. Немедленная закалка после деформации высоколегированных сталей может привести к снижению вязкости по причине недостатка времени для полигонизации и рекристаллизации металла.

В данном случае для высоколегированной стали 17X13H4K6САМЗч необходима последеформационная выдержка по причине легирования и достаточно крупного зерна, образовавшегося в результате нагрева и выдержки под деформацию. В процессековки обеспечивается междеформационная выдержка, достаточная для прохождения рекристаллизационных процессов, но не приводящая к собирательной рекристаллизации. Далее проходило наложение заключительных операций деформации на рекристаллизованную мелкозернистую структуру, с определенной последеформационной выдержкой для получения субструктуры по механизму полигонизации.

В результате операция ВТМО стали 17X13H4K6САМЗч обеспечила мелкое рекристаллизованное зерно без признаков собирательной рекристаллизации. Вытянутость рекристаллизованных зерен, при наличии последеформационной выдержки, косвенно свидетельствует о получении полигонизованной субструктуры.

Увеличение содержания остаточного аустенита после операции ВТМО может быть связано с его стабилизацией в результате пластической деформации перед закалкой. Количество остаточного аустенита также может увеличиться при измельчении зерна [20], размер которого (зерна) после ВТМО значительно меньше, чем после стандартной термической обработки.

Результаты испытаний механических свойств после стандартной термообработки и после операции ВТМО показали прирост предела текучести, относительных удлинения и сужения, ударной вязкости ( $KCU$  и  $KCV$ ) при сравнительно небольшой разнице по пределу прочности при растяжении. Увеличение пластичности объясняется как существенным измельчением зерна, так и увеличением содержания остаточного аустенита после ВТМО. Повышение текучести вызвано уменьшением размера зерна в  $\sim 5$  раз, наличием значительного количества двойников рекристаллизации и развитой субструктурой, что обеспечило повышение сопротивления малым пластическим деформациям. Незначительный прирост значений предела прочности при растяжении после ВТМО можно объяснить увеличением количества остаточного аустенита и снижением плотности дефектов кристаллического строения, что происходит в результате рекристаллизации и полигонизации.

Достаточно высокую пластичность стали после стандартной термической обработки при сравнительно крупном зерне можно объяснить наличием остаточного аустенита. Известно [21], что снижение пластичности и вязкости разрушения при крупном зерне объясняется локализацией деформации в областях около границ зерен с образованием микротрещин. Мелкозернистая структура способствует перераспределению деформаций на больший объем металла за счет большей площади границ зерен, что в результате дает возможность получить больше общую деформацию. Особенно чувствительны к размеру зерна высокопрочные материалы. В данном случае наличие остаточного аустенита компенсирует отрицательное влияние крупного зерна, поскольку остаточный аустенит (как пластичная структурная составляющая) способствует перераспределению деформации в пределах зерна, что также позволяет получить высокие значения пластичности.

Несмотря на преимущества по эксплуатационным свойствам металла после операции ВТМО в сравнении со стандартной термической обработкой следует отметить некоторые ограничения этой технологии. Во-первых, применение технологии ВТМО связано с тем, что на выходе получают полуфабрикаты в термически упрочненном состоянии. Высокая твердость материала затрудняет и в конечном счете удорожает операции механической обработки. Во-вторых, с помощью ВТМО можно получать полуфабрикаты сравнительно небольшого сечения, так как необходимо обеспечивать большие степени деформации, а это ограничено возможностями применяемого оборудования. В-третьих, степень деформации по сечению полуфабриката может быть различной, что оказывает влияние на равномерность прохождения процессов рекристаллизации и полигонизации по сечению деформированного полуфабриката и в итоге свойства по сечению могут быть различны. В данном случае операция ВТМО стали 17X13H4K6САМЗч позволяет получать готовые термоупрочненные полуфабрикаты с твердостью 50–51 HRC, которые без затруднений обрабатываются резанием твердосплавным инструментом. При необходимости получения по технологии ВТМО полуфабрикатов большого сечения необходимо применение оборудования большей мощности. Отработка технологии ВТМО должна проводиться индивидуально для конкретно-

го полуфабриката или заготовки, а неоднородность степени деформации по сечению полуфабриката может быть снижена применением более совершенных схем горячей пластической деформации.

### Заключения

Высокотемпературная термомеханическая обработка стали марки 17X13H4K6САМЗч позволила уменьшить размер зерна в ~5 раз по сравнению с зерном, полученным после термической обработки по стандартному режиму.

Получение мелкого зерна с субструктурой по механизму полигонизации обеспечило прирост предела текучести, относительных удлинения и сужения, ударной вязкости (*KCV* и *KCV*) при сравнительно небольшой разнице значений по пределу прочности при растяжении.

ВТМО сталей аустенито-мартенситного класса позволяет использовать эффект увеличения характеристик прочности и пластичности за счет мелкого зерна и развитой субструктуры и сохранить возможность дополнительного повышения пластичности за счет остаточного аустенита, количество которого после ВТМО несколько возрастает.

### 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.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №S2. С. 3–10.
3. 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.
4. Разуваев Е.И., Лебедев Д.Ю., Бубнов М.В. Формирование ультрамелкозернистой и наноразмерной структуры в металлах и сплавах методами деформации // *Авиационные материалы и технологии*. 2010. №3. С. 3–8.
5. 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: 10.11.2015). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-3-3.
6. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина М.Л. Термомеханическая обработка стали. М.: *Металлургия*, 1983. 480 с.
7. Бернштейн М.Л. Прочность стали. М.: *Металлургия*, 1974. 200 с.
8. Братухин А.Г., Демченко О.Ф., Долженков Н.Н., Кривоногов Г.С. Высокопрочные коррозионностойкие стали современной авиации. М.: *МАИ*, 2006. 401 с.
9. Тоньшева О.А., Вознесенская Н.М. Перспективные высокопрочные коррозионностойкие стали, легированные азотом (сравнительный анализ) // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №3. С. 27–32.
10. Вознесенская Н.М., Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Шалькевич А.Б. Высокопрочные коррозионностойкие стали аустенитно-мартенситного класса // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. №7. С. 34–37.
11. Банных О.А., Блинов В.М., Шалькевич А.Б., Костина М.В., Вознесенская Н.М., Ходырев М.С. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства особо высокопрочной коррозионностойкой мартенситно-аустенитной стали // *Металлы*. 2005. №3 С. 51–61.
12. Кривоногов Г.С., Каблов Е.Н. Роль границ зерен в охрупчивании высокопрочных коррозионностойких сталей // *Металлы*. 2002. №1. С. 35–41.

13. Прокошкина В.Г., Капуткина Л.М., Бернштейн М.Л., Кривоногов Г.С., Варганов В.А. Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства мартенситостареющей нержавеющей стали // Термическая обработка и физика металлов. 1979. №5. С. 71–76.
14. Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г. Влияние деформации и фазового наклепа на рекристаллизацию аустенита при ТМО мартенситостареющих сталей // Текстура и рекристаллизация в металлах и сплавах: сб. тез. докл. IV Всесоюз. конф.. Горький: ГПИ, 1983. С. 136–137.
15. Разуваев Е.И., Капитаненко Д.В. Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства аустенитных сталей // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №5. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.11.2015).
16. Тоньшева О.А., Вознесенская Н.М., Шалькевич А.Б., Петраков А.Ф. Исследование влияния высокотемпературной термомеханической обработки на структуру, технологические, механические и коррозионные свойства высокопрочной коррозионностойкой стали переходного класса с повышенным содержанием азота // Авиационные материалы и технологии. 2012. №3. С. 31–36.
17. 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.
18. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Metallurgia, 1977. 432 с.
19. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Metallurgia, 1967. 403 с.
20. Садовский В.Д., Фокина Е.А. Остаточный аустенит в закаленной стали. М.: Наука, 1986. 113 с.
21. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Структура и механические свойства металлов. М.: Metallurgia, 1970. 472 с.