

О.А. Тоньшева<sup>1</sup>, Н.М. Вознесенская<sup>1</sup>, А.Б. Шалькевич<sup>1</sup>, А.Ф. Петраков<sup>1</sup>

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА**

*Изучено влияние высокотемпературной термомеханической обработки на структуру, технологические, механические и коррозионные свойства высокопрочной коррозионно-стойкой стали 15X14N4ГАМ переходного класса с повышенным содержанием азота.*

**Ключевые слова:** высокотемпературная термомеханическая обработка стали с повышенным содержанием азота.

О.А. Tonysheva<sup>1</sup>, N.M. Vosnesenskaya<sup>1</sup>, A.B. Shalkevich<sup>1</sup>, A.F. Petrakov<sup>1</sup>

**EFFECT OF HIGH-TEMPERATURE THERMOMECHANICAL TREATMENT UPON THE STRUCTURE, TECHNOLOGICAL, MECHANICAL AND CORROSION PROPERTIES OF HIGH – TENSILE CORROSION – RESISTANT STEEL OF TRANSITION CLASS WITH THE INCREASED NITROGEN CONTENT**

*The effect of high-temperature thermomechanical treatment upon the structure, technological, mechanical and corrosion-resistant properties was studied on the specimens made of 15X14N4GAM high-tensile corrosion-resistant steel, of transition class with the increased nitrogen content.*

**Keywords:** high-temperature thermomechanical treatment, steels with the increased nitrogen content.

---

<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

Важнейшим преимуществом высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) является ее способность одновременно повышать показатели прочности, сопротивление распространению трещины (вязкость разрушения) и сопротивление коррозионному растрескиванию [1].

Применительно к сталям мартенситного класса под высокотемпературной термомеханической обработкой понимают процесс, включающий горячую пластическую деформацию стали в аустенитном состоянии по режимам, создающим специальную субструктуру аустенита с повышенной плотностью дефектов, и последующую закалку на мартенсит с температуры горячей деформации. При мартенситном превращении такого аустенита его субструктура наследуется мартенситом, что обеспечивает получение оптимального структурного состояния мартенсита и высокий комплекс механических свойств и характеристик надежности, не достигаемых при обычной термообработке [1].

В последние годы широкое применение получают коррозионностойкие стали, легированные азотом, как материалы с высокими механическими свойствами. Исследо-

вания показали, что перспективными для применения в высокопрочном состоянии являются экономнолегированные азотистые, в том числе со сверхравновесным содержанием азота, хромоникелевые стали мартенситного или переходного (аустенито-мартенситного) класса, которые обладают хорошим сочетанием механических и коррозионных свойств и позволяют снизить стоимость применяемых материалов за счет отсутствия дефицитных легирующих элементов (Co, Mo и др.) [2].

В ВИАМ совместно с ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова разработана высокопрочная экономнолегированная коррозионностойкая сталь 15X14H4ГАМ ( $\sigma_B \approx 1750$  МПа) с повышенным содержанием азота ( $\sim 0,15\%$ ).

Структура и свойства аустенито-мартенситных сталей со сверхравновесным содержанием азота в настоящее время мало изучены, поэтому целью данной работы явилось исследование влияния ВТМО на структуру, механические, коррозионные и технологические свойства стали 15X14H4ГАМ.

### ***Материал и методика исследования***

Исследование проводили на кованом прутке со стороной квадрата 90 мм из стали марки 15X14H4ГАМ, содержащей 0,15% азота, выплавленной в промышленных условиях в открытой печи с последующим электрошлаковым переплавом.

Для определения технологической пластичности были изготовлены клиновидные образцы размером  $2 \times 10 \times 100$  мм, которые подвергались горячей прокатке за один проход при температуре от 700 до 1100°C и последующей обработке холодом и низкому отпуску. Затем были проведены металлографические и рентгеноструктурные исследования и измерена твердость. Использование такого вида образцов позволило получить в каждом образце различную степень обжатия – от 10 до 80%.

ВТМО для стали 15X14H4ГАМ проводили по следующей технологии:

– ковка заготовок размером  $30 \times 30$  мм и длиной 150 мм на пруток со стороной квадрата 14–16 мм в интервале температур 1000–1100°C с быстрым охлаждением в воде с последующей обработкой холодом и низким отпуском; степень обжатия составила  $\sim 70\%$ ;

– для получения листа толщиной 15 мм проводили прокатку заготовки (сутунки размером  $30 \times 100 \times 150$  мм) с быстрым охлаждением в холодной воде с температуры 1000–1100°C с последующей обработкой холодом и отпуском; степень деформации после прокатки составила 50%.

Перечисленные виды термомеханической обработки проводили без промежуточных подогревов.

Исследования проводили на образцах из полученных прутков и листов, испытывая их на растяжение, ударную вязкость и коррозионное растрескивание в камере солевого тумана КСТ-35 при приложенных напряжениях  $\sigma$ : 780, 880, 980 МПа, а также исследовали их микроструктуру.

### **Экспериментальная часть и обсуждение результатов**

Результаты исследования клиновидных образцов после прокатки в интервале температур 700–1100°C показали, что образцы (независимо от температуры и степени деформации) при прокатке не разрушились, равномерно деформировались вдоль и поперек направления прокатки без образования трещин. После обработки холодом и низкого отпуска во всем интервале температур и при разных степенях обжатия при прокатке получена высокая твердость образцов 50–56 HRC (рис. 1).

Твердость образцов после прокатки при 1100, 750 и 700°C оказалась ниже, чем у образцов, прокатанных при температурах от 800 до 1050°C, что связано, по-видимому, с повышенным содержанием аустенита после деформации при 1100°C, а при температурах 700 и 750°C – в связи с выделением карбидов, что привело к пониженной твердости образовавшегося мартенсита.

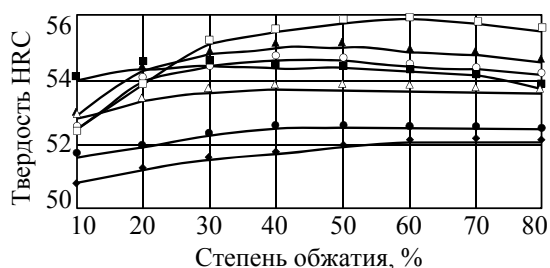


Рис. 1. Твердость клиновидных образцов из стали 15X14H4ГАМ при прокатке при температурах от 700 до 1100°C (700 (♦), 800 (▲), 850 (□), 900 (■), 950 (○), 1000 и 1050 (△), 750 и 1100°C (●)) со степенями обжатия от 10 до 80% (данные получены совместно с ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова)

тенсит. Эти эффекты можно оценить по изменению значений интегральной ширины дифракционных рефлексов аустенита и мартенсита, которая пропорциональна плотности дефектов их кристаллической решетки. Например, значение интегральной ширины дифракционных рефлексов аустенита при температуре деформации 700°C и степени деформации 70% составляет 1,95, а мартенсита: 1,25; при температуре 900°C с обжатием 70% ширина рефлексов аустенита: 1,2; мартенсита: 1,8 (рис. 2).

При выборе температуры деформации стали 15X14H4ГАМ руководствовались возможностью получения мелкого зерна и наиболее полного растворения карбонитридов, которые снижают технологичность, а также механические и коррозионные свойства стали после охлаждения. На рис. 3 приведена зависимость размера зерна от температуры прокатки при деформации 60%. Наименьший размер зерна достигается при температуре деформации, лежащей в интервале 1000–1100°C. Изменение размера зерна в значительной мере обусловлено процессами динамической и собирательной рекристаллизации.

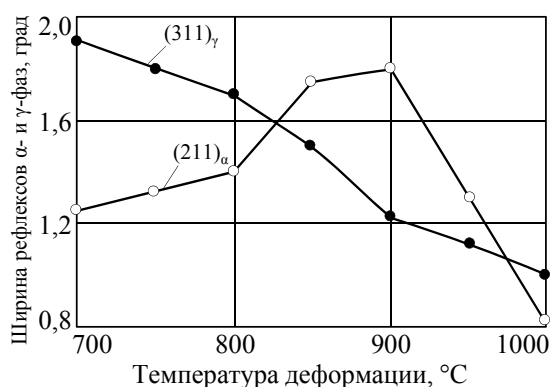


Рис. 2. Зависимость ширины рефлексов (211) α-фазы (○) и (311) γ-фазы (●) от температуры прокатки с обжатием 70% (данные получены совместно с ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова)

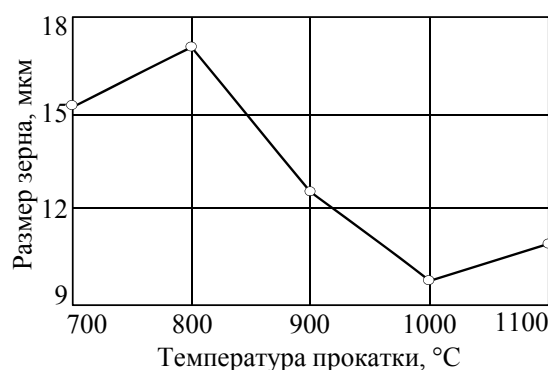


Рис. 3. Зависимость размера зерна от температуры прокатки при степени деформации 60% клиновидных образцов из стали 15X14H4ГАМ (данные получены совместно с ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова)

Температурой деформации была выбрана температура 1000–1100°C, которая позволяет получить мелкое зерно и полное растворение карбонитридов. Более высокая температура деформации уменьшает объемную долю полигонизованной субструктуры, размер субзерен возрастает, снижается плотность дислокаций, а статическая рекристаллизация получает все большее развитие. Конечная температура деформации металла при ВТМО принята не ниже 850°C во избежание выделения карбонитридов по границам зерен.

Согласно работам [3–6], быстрое охлаждение после деформации фиксирует нерекристаллизованное состояние аустенита, поэтому охлаждение стали 15X14H4ГАМ послековки/прокатки проводили в воде. Последующая обработка холодом инициирует дальнейшее превращение аустенита в мартенсит, а низкий отпуск приводит к отпуску мартенсита.

Высокопрочная сталь 15X14H4ГАМ со сверхравновесным содержанием азота при проведении горячей деформации показала высокую технологичность: после всех режимов ВТМО трещин в металле не обнаружено.

Свойства стали 15X14H4ГАМ, подвергнутой ВТМО по описанным режимам, а также свойства стали, обработанной по стандартной технологии (закалка 1050°C + обработка холодом + низкий отпуск), приведены в табл. 1.

Таблица 1

**Механические свойства стали 15X14H4ГАМ после ВТМО и обработки по стандартному режиму**

Режимы термообработки	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	Твердость по Роквеллу HRC	Остаточный аустенит, %
	МПа		%				
Закалка 1050°C (вода) + обработка холодом + низкий отпуск	1720	1315	21,5	55	86	48–49	14
ВТМО + обработка холодом + низкий отпуск (пруток □14–16 мм)	1750	1380	25	53–59	86	50	20
ВТМО + обработка холодом + низкий отпуск (лист толщиной 15 мм)	1750	1350	22–23	55	91	48–49,5	25

Из приведенных данных видно, что после исследованных режимов ВТМО возросли значения пределов прочности и текучести при сохранении высокой пластичности и вязкости.

В структуре горячедеформированной стали увеличилось количество остаточного аустенита – с 14 до 20–25%. Данный результат, по-видимому, связан со стабилизацией аустенита, возникшей из-за сильного нарушения правильности строения исходной фазы, которое затрудняет рост мартенситных кристаллов [7].

Термомеханическая обработка стали сопровождается радикальными изменениями не только фазового состава, но и субструктуры аустенита и мартенсита. После деформации при охлаждении происходит распад аустенита, в результате которого мартенсит наследует деформационные дефекты матрицы. К этим дефектам добавляются дефекты решетки, обусловленные мартенситным превращением аустенита при последующей обработке холодом. Особенностью тонкого строения остаточного аустенита является образование устойчивой фрагментированной структуры, сформированной деформацией [1].

Для получения высоких механических и коррозионных свойств в структуре стали должна отсутствовать карбидная сетка, что обеспечивается быстрым охлаждением с температуры горячей деформации.

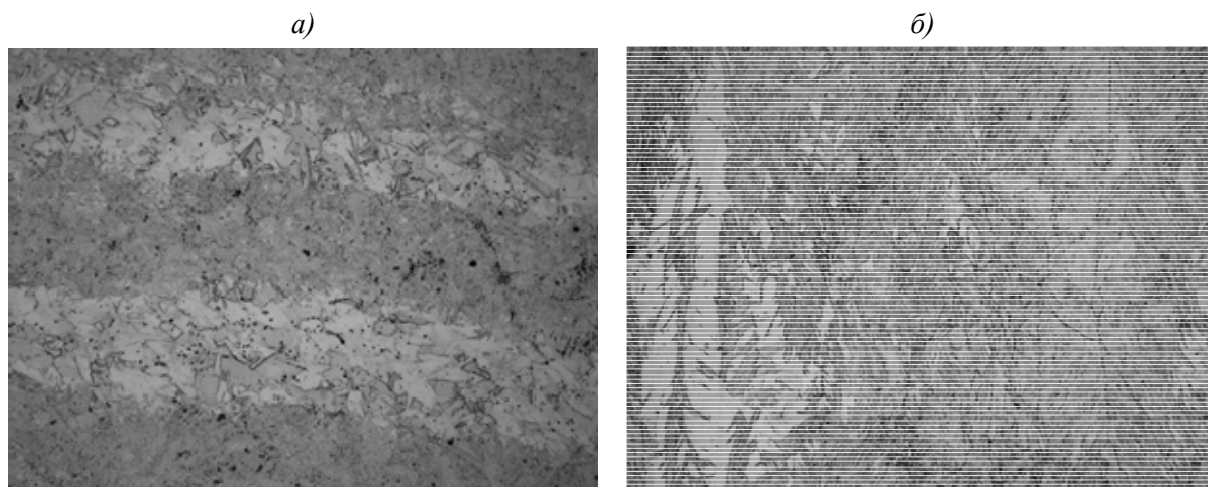


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 500$ ) стали 15X14N4ГAM после VTMO (обработка холодом, низкий отпуск) – мартенсит, остаточный аустенит и отдельные карбиды:  
*a* – пруток  $\square 14$ –16 мм; *б* – лист толщиной 15 мм

На рис. 4 представлена микроструктура стали 15X14N4ГAM после VTMO; для сравнения показана микроструктура той же стали, обработанной по стандартной технологии, включающей закалку с  $1050^{\circ}\text{C}$ , обработку холодом и низкий отпуск (рис. 5).

Микроструктура стали 15X14N4ГAM после VTMO текстурированная и – также как и после стандартной термической обработки – состоит из мартенсита, остаточного аустенита и отдельных карбонитридов.

Сталь 15X14N4ГAM после VTMO при степени деформации 50% подвергали испытанию на коррозионное растрескивание. Металл при приложенном напряжении 980, 880, 780 МПа не разрушается в камере солевого тумана КСТ-35 более 1 года (табл. 2). В деформированном металле затруднено зарождение и распространение коррозионной трещины, таким образом, VTMO является эффективным способом увеличения сопротивления коррозии под напряжением.

Таким образом, исследование клиновидных образцов из стали 15X14N4ГAM после прокатки в интервале температур  $700$ – $1100^{\circ}\text{C}$  с обжатием от 10 до 80% за один проход показало, что образцы не разрушились в процессе прокатки, равномерно деформировались вдоль и поперек направления прокатки без образования трещин.

После обработки холодом и низкого отпуска во всем интервале температур и степенях обжатия при прокатке получена высокая твердость клиновидных образцов: 50–56 HRC.

По данным рентгеноструктурного анализа установлено, что значение интегральной ширины дифракционных рефлексов аустенита при температуре деформации  $700^{\circ}\text{C}$

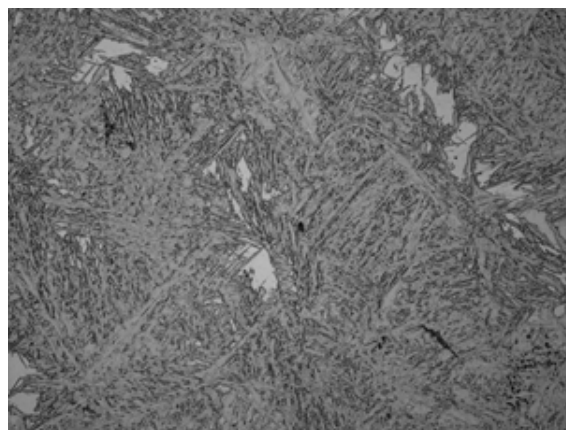


Рис. 5. Микроструктура ( $\times 500$ ) стали 15X14N4ГAM, обработанной по стандартной технологии (закалка, обработка холодом, низкий отпуск) – мартенсит, остаточный аустенит и отдельные карбиды

и степени деформации 70% составляет 1,95, а мартенсита 1,25, т. е. основной вклад в упрочнение дает аустенит. При более высоких температурах и более высоких степенях деформации основной вклад в упрочнение стали вносит мартенсит (ширина рефлексов аустенита составляет 1,2; мартенсита: 1,8).

Таблица 2

**Результаты испытаний на коррозионное растрескивание образцов из стали ВНС-72**

Режим термообработки	Приложенное напряжение, МПа	Количество испытанных образцов	Количество треснувших образцов	Время до образования трещин
ВТМО + обработка холодом + низкий отпуск	980	5	0	Более 1 года без разрушения
	880	5	0	
	780	5	0	
Стандартная технология термообработки: закалка при 1050°C (вода) + обработка холодом + низкий отпуск	980	4	2	Трещина на двух образцах после 7,5 мес; остальные – без разрушения более 1 года
	880	4	1	Трещина на одном образце после 7,5 мес; остальные – без разрушения более 1 года
	780	4	0	Без разрушения более 1 года

Согласно проведенным металлографическим исследованиям, наименьший размер зерна стали 15X14H4ГАМ можно получить при температуре деформации, лежащей в интервале температур 1000–1100°C. При этих же температурах удастся наиболее полно растворить карбонитриды, ухудшающие механические и коррозионностойкие свойства стали.

После исследованных режимов ВТМО получены следующие механические и коррозионные свойства стали 15X14H4ГАМ:

– ВТМО+обработка холодом+низкий отпуск (пруток  $\square 14-16$  мм):  $\sigma_B=1750$  МПа,  $\sigma_{0,2}=1380$  МПа,  $\delta=25\%$ ,  $\psi=53-59\%$ ,  $KCV=86$  Дж/см<sup>2</sup>;

– ВТМО+обработка холодом+низкий отпуск (лист толщиной 15 мм):  $\sigma_B=1730-1750$  МПа,  $\sigma_{0,2}=1350$  МПа,  $\delta=22-23\%$ ,  $\psi=55\%$ ,  $KCV=91$  Дж/см<sup>2</sup>;

– сопротивление коррозионному растрескиванию – более 1 года без разрушения при приложенных напряжениях 980, 880, 780 МПа в камере солевого тумана КСТ-35.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия. 1983. 480 с.
2. 10-th International Conference on High Nitrogen steels. М. 2009.
3. Прокошкина В.Г. Особенности процессов структурообразования при термомеханической обработке мартенситостареющих: Автореф. дис. на соискание ученой степени канд. техн. наук. М.: МИСиС. 1981. 23 с.
4. Прокошкина В.Г., Капуткина Л.М., Берштейн 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.
5. Банных О.А., Блинов В.М., Шалькевич А.Б., Костина М.В., Вознесенская Н.М., Ходыев М.С. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства особо

- высокопрочной коррозионностойкой мартенситно-аустенитной стали //Металлы. 2005. С. 51–61.
6. Прокошкина В.Г., Капуткина Л.М., Мозжухин В.Е. Структура мартенситостареющей стали после VTMO и повторной закалки //Изв. вузов. Черная металлургия. 1981. №3. С. 126–131.
7. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия. 1978. С. 222.

#### REFERENCES LIST

1. Bernshtejn M.L., Zajmovskij V.A., Kaputkina L.M. Termomehanicheskaja obrabotka stali [Thermomechanical processing of steel]. М.: Metallurgija. 1983. 480 s.
2. 10-th International Conference on High Nitrogen steels. М. 2009.
3. Prokoshkina V.G. Osobennosti processov strukturoobrazovanija pri termomehanicheskoj obrabotke martensitostarejushhih stalej [Features of structure formation processes during thermomechanical processing of martensite aging steels]: Avtoref. dis. na soiskanie uchenoj stepeni kand. tehn. nauk. М.: MISiS. 1981. 23 s.
4. Prokoshkina V.G., Kaputkina L.M., Bershtejn M.L., Krivonogov G.S., Varganov V.A. Vlijanie termomehanicheskoj obrabotki na strukturu i svojstva martensitostarejushhej nerzhavejushhej stali [Effect of thermomechanical treatment on the structure and properties of the martensite aging stainless steel] //Termicheskaja obrabotka i fizika metallov. 1979. №5. S. 71–76.
5. Bannyh O.A., Blinov V.M., Shal'kevich A.B., Kostina M.V., Voznesenskaja N.M., Hody-ev M.S. Vlijanie termicheskaj obrabotki na strukturu i mehanicheskie svojstva osobo vysokoprochnoj korrozionnostojkoj martensitno-austenitnoj stali [Effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of special high-strength corrosion-resistant martensitic-austenitic steel] //Metally. 2005. S. 51–61.
6. Prokoshkina V.G., Kaputkina L.M., Mozzhuhin V.E. Struktura martensitostarejushhej stali posle VTMO i povtornoj zakalki [Structure martensite aging steel after quenching and re VTMO] //Izv. vuzov. Chernaja metallurgija. 1981. №3. S. 126–131.
7. Novikov I.I. Teorija termicheskaj obrabotki metallov [Theory of heat treatment of metals]. М.: Metallurgija. 1978. S. 222.