

# Металловедение и термическая обработка Physical metallurgy and heat treatment

Научная статья  
УДК 669.1  
DOI: 10.14529/met220202

## ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СУПЕРМАРТЕНСИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ

*Л.А. Лобанова, lobanova231097@mail.ru*

*М.Л. Лобанов, m.l.lobanov@urfu.ru*

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России  
Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия*

**Аннотация.** Нержавеющие супермартенситные стали обладают уникальным комплексом химических и механических свойств, благодаря чему трубные изделия из них нашли свое применение в нефте- и газодобывающей промышленности. Однако такие стали склонны к появлению в их структуре полосчатости. Полосчатая структура является причиной анизотропии свойств эксплуатируемых изделий и, кроме того, способна привести к разрушению полуфабрикатов на этапе их производства. В работе исследована сталь супермартенситного класса 10X13H3MФБ на склонность к образованию в структуре дефекта «полосчатость». Для этого проведены термодинамические расчёты и математическое моделирование с помощью программного обеспечения Thermo-Calc-3.01. Применялись следующие функции программы: расчёт фазовых равновесий для среднего химического состава, а также для составов с максимумом аустенитообразующих при минимуме ферритообразующих элементов и с максимумом ферритообразующих при минимуме аустенитообразующих элементов. Анализ построенных термодинамических равновесий показал, что сталь 10X13H3MФБ имеет склонность к формированию полосчатой структуры. Для снижения вероятности появления полосчатости необходимо проводить кристаллизацию и горячую прокатку стали только в однофазных состояниях ( $\delta$ -феррита и аустенита соответственно). Поэтому дальнейшие расчеты в Thermo-Calc были направлены на определение химического состава стали, при котором сплав кристаллизуется в однофазной  $\delta$ -области, и установление температурного интервала горячей деформации. После анализа полученных данных предложен оптимальный химический состав стали и определены температурные интервалы горячей прокатки для среднего химического состава с различным содержанием Ni – 2, 3, 4 мас. %.

**Ключевые слова:** низкоуглеродистая сталь, супермартенситная сталь, полосчатость структуры, термодинамические расчеты, химический состав, горячая деформация

**Для цитирования:** Лобанова Л.А., Лобанов М.Л. Оптимизация химического состава супермартенситной нержавеющей стали с использованием термодинамических расчетов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2022. Т. 22, № 2. С. 14–22. DOI: 10.14529/met220202

Original article  
DOI: 10.14529/met220202

## OPTIMIZATION OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF SUPERMARTENSITIC STAINLESS STEEL USING THERMODYNAMIC CALCULATIONS

*L.A. Lobanova, lobanova231097@mail.ru*

*M.L. Lobanov, m.l.lobanov@urfu.ru*

*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia*

**Abstract.** Supermartensitic steels have a unique complex of chemical and mechanical properties, so pipes made of these steels have found their application in the oil and gas industry. However, these steels tend to form a banding structure. The banding structure is the cause of the products properties anisotropy

and in addition can lead to the semi-finished products destruction at the production stage. In this work, the steel of the supermartensitic class 10Kh13N3MFB was investigated for its tendency to form a defect “banding” in the structure. For this, thermodynamic calculations and mathematical modeling were carried out using the Thermo-Calc-3.01 software. The following program functions were used: calculation of phase equilibria for the average chemical composition, as well as for compositions with a maximum of austenite-forming elements with a minimum of ferrite-forming elements and with a maximum of ferrite-forming ones with a minimum of austenite-forming elements. An constructed thermodynamic equilibria analysis showed that steel 10Kh13N3MFB tends to form a banded structure. To reduce the likelihood of banding, it is necessary to carry out crystallization and hot rolling of steel only in single-phase states ( $\delta$ -ferrite and austenite, respectively). Therefore, further calculations in Thermo-Calc were aimed at determining the steel chemical composition, at which the alloy crystallizes in the single-phase  $\delta$ -region, excluding the appearance of phase segregation, and establishing the temperature range of hot deformation. After analyzing the data obtained, the optimal chemical composition of the steel melting was proposed and the temperature ranges of hot rolling were determined for the average chemical composition with different contents of Ni – 2, 3, 4 wt. %.

**Keywords:** low-carbon steel, supermartensitic steel, banding of the structure, thermodynamic calculations, chemical composition, hot deformation

**For citation:** Lobanova L.A., Lobanov M.L. Optimization of the chemical composition of supermartensitic stainless steel using thermodynamic calculations. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*. 2022;22(2):14–22. (In Russ.) DOI: 10.14529/met220202

## Введение

Изделия из сталей супермартенситного класса, к которым относится сталь 10X13N3MФБ, после деформации и термических обработок отличаются дисперсной мартенситной структурой, упрочненной карбидными фазами, что достигается за счет высокого легирования [1–5]. Высокохромистые коррозионностойкие стали данного класса типа «13Cr» и «суперхром» применяют в изготовлении труб для добычи нефти и газа в прибрежных зонах и открытом море [6–8]. Поскольку супермартенситные стали являются легированными, низкоуглеродистыми, а также подвергаются термической обработке и деформации, велика вероятность формирования в их структуре полосчатости [9]. Полосчатая структура, представляющая собой разделение структурных составляющих на отчетливые слои [10], оказывает негативное влияние на однородность механических свойств. Данный дефект приводит к анизотропии сопротивления стали хрупкому и вязкому разрушению [11]. В связи с этим данный дефект способствует разрушениям полуфабрикатов на этапе производства или преждевременному выходу изделий из строя.

Кристаллизация низкоуглеродистых сталей (содержание С до ~ 0,3 мас. %) происходит по перетектической реакции с одновременным или последовательным выделением из жидкости кристаллов  $\delta$ - и  $\gamma$ -фаз, отличающихся по химическому составу (рис. 1). По-видимому, появляется необходимость вве-

сти понятие «фазовая ликвация», определяющее возникающую таким образом химическую неоднородность, которая в отличие, например, от дендритной, практически не должна устраняться последующими нагревами полуфабриката или изделия при термических обработках.

Преобразование структуры металлических материалов при деформационных и термических воздействиях в процессе производства полуфабрикатов и изделий происходит в соответствии с законами структурной наследственности [12–14]. Зачастую, гомогенизирующие отжиги проводятся в температурных областях, в которых химическая неоднородность является лишь частично устранимой. Последнее связано с понижением растворимости большинства элементов в твердых растворах с уменьшением температуры. В результате области, сформированные при кристаллизации, с большой вероятностью «сохраняются» в течение всего технологического цикла производства изделия, существенно меняя свою форму в соответствии с деформационными воздействиями, которым подвергался материал.

Стоит отметить, что формирование полосчатой структуры зависит и от других факторов, таких как температура конца горячей деформации: полосчатость горячекатаной стали может быть обусловлена окончанием прокатки в межкритическом интервале температур; величина обжатия при горячей или холодной деформации, частичные превращения

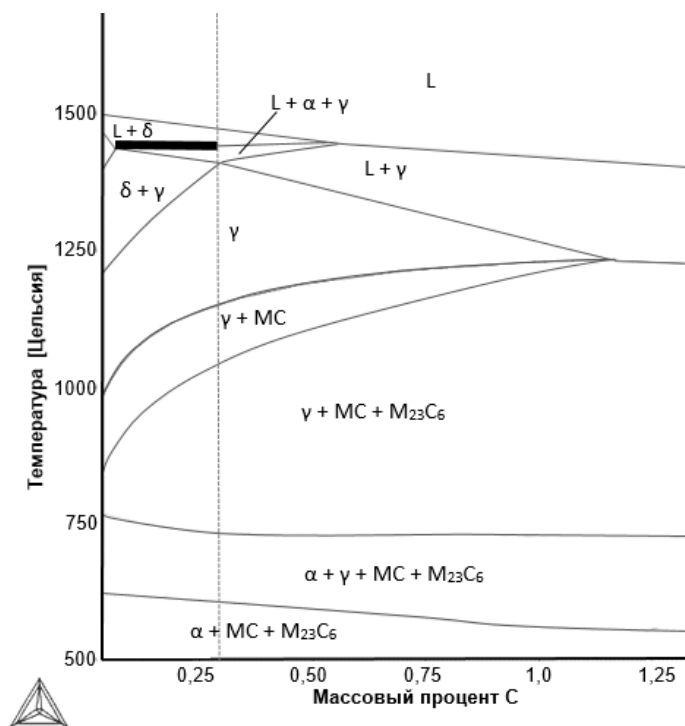


Рис. 1. Политермический разрез диаграммы состояния системы Fe–C–4 % Ni (расчеты в Thermo-Calc)  
Fig. 1. Polythermal section of the state diagram of the Fe–C–4 % Ni system (calculations in Thermo-Calc)

аустенита, обусловленные ограниченной прокаливаемостью или недостаточной скоростью охлаждения [11].

Разработка или оптимизация промышленных технологий производства изделий из подобного рода сталей всегда связана с большими экономическими затратами из-за высокой себестоимости готового продукта. В настоящее время имеется возможность теоретической (расчетной) оценки фазовых составов материалов в зависимости от их химических составов и температуры [15]. Настоящая работа посвящена анализу фазового состава стали 10X13H3MФБ при различных температурах, влиянию на него различных легирующих элементов с целью установления оптимальных технологических параметров кристаллизации и горячей деформации, максимально снижающих химическую и структурные неоднородности в полуфабрикate или изделии.

#### Методика исследования

В качестве инструмента исследования использовалось программное обеспечение Thermo-Calc-3.01. Оно позволяет достаточно точно спрогнозировать фазовые составы при равновесной и квазиравновесной кристаллизации, а также оценить основные критические точки

и установить температурные интервалы фазовой стабильности при заданных вариациях химического состава [15].

На первом этапе расчетов применялись следующие функциональные модули программы: расчет фазовых равновесий, расчет фазового состава и состава фаз. Расчет производился для среднего химического состава стали (табл. 1), а также для составов с максимумом аустенитообразующих при минимуме ферритообразующих элементов и с максимумом ферритообразующих при минимуме аустенитообразующих элементов.

Второй этап расчетов производился с использованием калькулятора фазовых равновесий. При расчете варьировалось процентное содержание (в пределах марочного состава) в сплаве углерода и никеля, оказывающих наиболее сильное влияние на образование двухфазного состояния при кристаллизации. Содержание углерода изменялось от 0,02 до 0,2 мас. % с шагом в 0,02 мас. %. Дальнейшие расчеты производились при изменении процентного содержания Ni от 2 до 4 мас. % (с шагом в 0,4 мас. %). Содержание остальных компонентов сплава при расчетах с вариациями содержания C и Ni оставалось постоянным – средними (см. табл. 1).

Таблица 1

Варьируемые химические составы стали (мас. %)

Table 1

Variable chemical compositions of steel (wt.%)

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	Mo	Ti	V	Nb	N	Fe
0,02– 0,2	0,2– 0,4	0,3– 0,6	2,0– 4,0	0,005	0,01	12,5– 13,5	0,1– 0,3	0,9– 1,1	0,05	0,03	0,04	0,01	Ост.

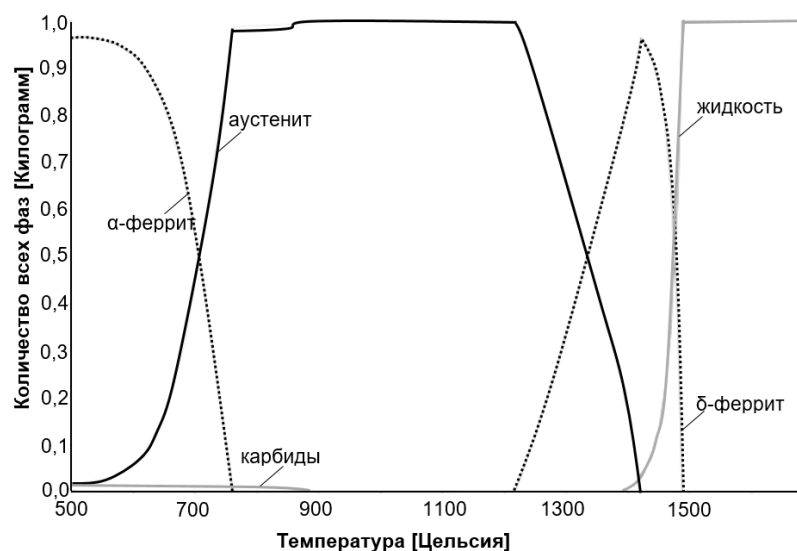
Для проведения следующих расчетов использовалась такая функция Thermo-Calc, как «Построение политемических разрезов». Политемические разрезы строят в координатах «температура – концентрация», они дают качественную информацию о фазовом составе сплавов в зависимости от температуры и концентрации легирующих элементов в равновесных условиях. Программа позволяет строить разрезы при переменной концентрации одного из компонентов (см. рис. 1) и постоянной остальных [15]. При вышеуказанном расчете компонентом с переменным содержанием являлся никель. Его содержание менялось от 2 до 4 мас. %, чтобы проследить его влияние на ширину однофазной области, состоящей из  $\gamma$ -фазы.

### Результаты и их обсуждение

Анализ результатов построенных фазовых равновесий при среднем химическом со-

ставе показал следующее: сталь кристаллизуется с выделением из жидкости кристаллов  $\delta$ - и  $\gamma$ -фаз, то есть образуется фазовая ликвация (рис. 2а). Можно заключить, что сталь 10X13H3MФБ имеет склонность к формированию в её структуре полосчатости. Расчет при химическом составе с максимумом аустенитообразующих и минимумом ферритообразующих (рис. 2b) показал, что происходит увеличение доли выделяющейся  $\gamma$ -фазы при кристаллизации. Расчет для состава с минимумом аустенитообразующих при максимумом ферритообразующих показал, что в момент кристаллизации сталь практически полностью состоит из  $\delta$ -феррита (рис. 2с).

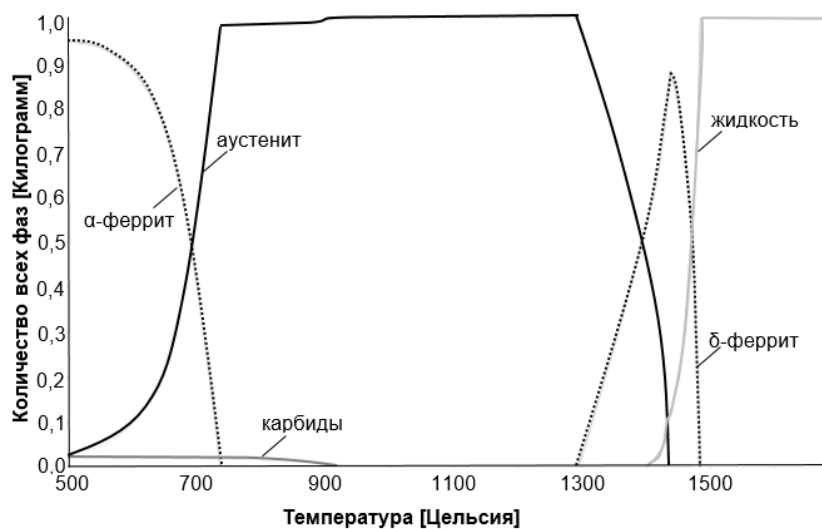
Исходя из полученных данных, наиболее благоприятным, позволяющим уменьшить вероятность образования полосчатости структуры, является химический состав, содержащий максимум ферритообразующих и минимум аустенитообразующих элементов. Одна-



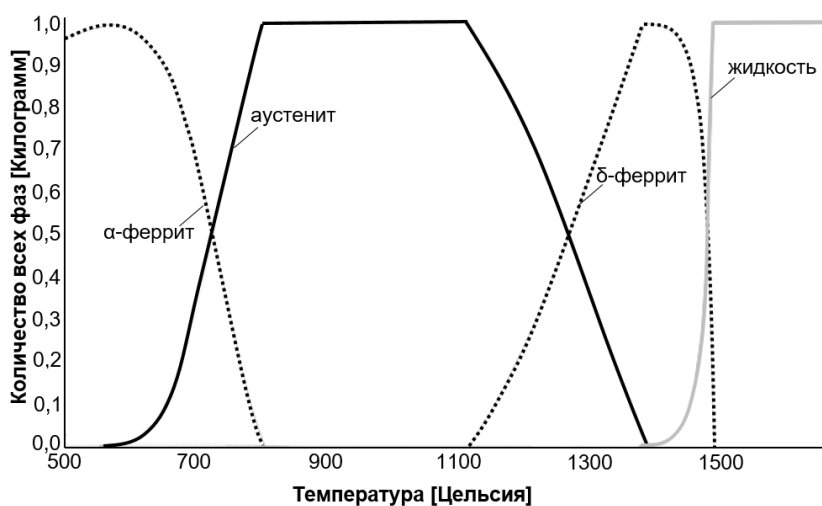
а)

Рис. 2. Результат расчета фазовых равновесий: а – для среднего химического состава; б – для состава с максимумом аустенитообразующих и минимумом ферритообразующих; с – для состава с максимумом ферритообразующих и минимумом аустенитообразующих (см. также с. 18)

Fig. 2. The result of the calculation of phase equilibria: a – for the average chemical composition; b – for a composition with a maximum of austenite-forming and a minimum of ferrite-forming; c – for a composition with a maximum of ferrite-forming and a minimum of austenite-forming (see also p. 18)



b)



с)

Рис. 2. Окончание  
Fig. 2. End

ко полностью избежать появления данного дефекта при исследованных химических составах не представляется возможным.

Результаты расчетов фазовых равновесий, направленные на определение влияния содержания углерода и никеля на образование фаз при кристаллизации, показали, что повышение процентного содержания этих элементов в сплаве приводит к снижению максимальной доли  $\delta$ -фазы в момент кристаллизации (рис. 3а, б).

Необходимо отметить, что при содержании углерода 0,02 мас. %, доля выделяющегося  $\delta$ -феррита составляет 100 % при температуре кристаллизации, равной 1386 °С. Следовательно, сплав кристаллизуется в однофазном состоянии. На рис. 4 представлена диа-

грамма фазовых равновесий для соответствующего химического состава (табл. 2). Также при этом химическом составе наблюдается широкий температурный интервал существования стали в однофазной  $\gamma$ -области, по видимому, наиболее благоприятный для горячей деформации полуфабриката. Поэтому данный химический состав (см. табл. 2) можно считать оптимальным. Температурный интервал горячей прокатки для стали 10X13N10MФБ в зависимости от содержания никеля, определенный по политермическим разрезам в программе Thermo-Calc, представлен в табл. 3. Температуры деформации исследуемой стали соответствуют температурам, при которых сплав находится в однофазной аустенитной области.

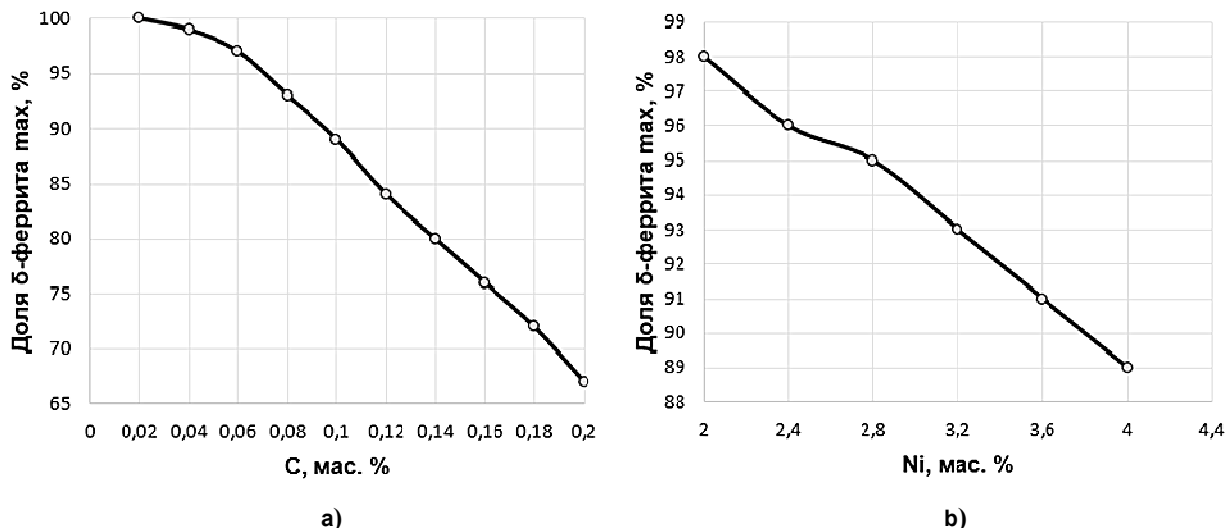


Рис. 3. Максимальная доля δ-феррита при кристаллизации в зависимости от содержания: а – углерода, б – никеля

Fig. 3. The maximum proportion of δ-ferrite during crystallization depending on the content: a – carbon; b – nickel

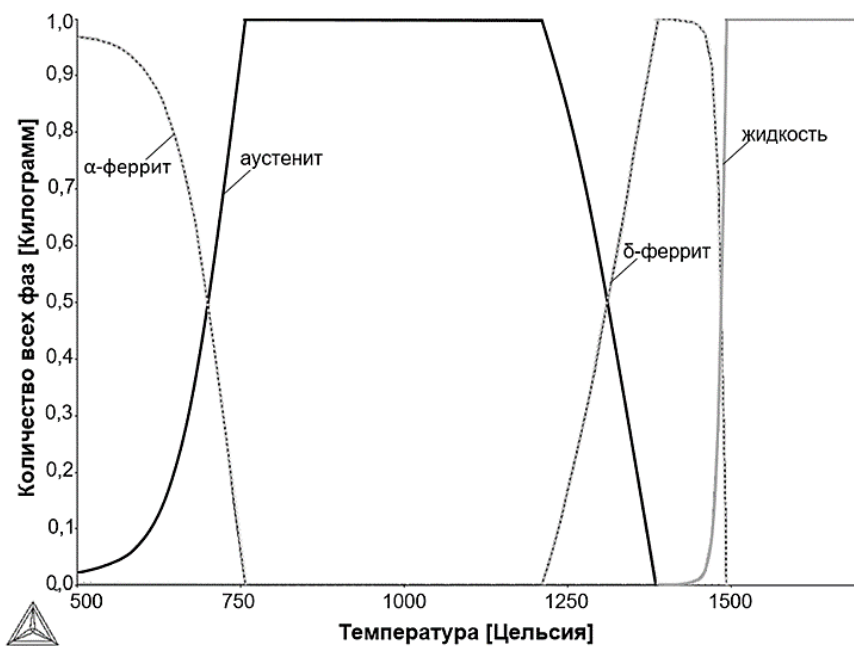


Рис. 4. Результат расчета фазовых равновесий при оптимальном химическом составе стали 10X13N3MFB

Fig. 4. The result of the calculation of phase equilibria for the optimal chemical composition of steel 10Kh13N3MFB

Оптимальный химический состав стали 10X13N3MFB

Таблица 2

Optimum chemical composition of steel 10Kh13N3MFB

Table 2

Массовая доля элементов, %													
C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	Mo	Ti	V	Nb	N	Fe
0,02	0,3	0,45	4,0	0,005	0,01	12,5	0,2	1,0	0,05	0,03	0,04	0,015	82,3

Таблица 3

Интервал горячей деформации для стали 10X13H3MФБ

Table 3

Hot deformation interval for steel 10Kh13N3MFB

Содержание Ni, мас. %	Минимальная температура горячей деформации, °С	Максимальная температура горячей деформации, °С	Температурный интервал горячей деформации, °С
2	926	1058	132
3	907	1157	250
4	887	1212	325

### Заключение

Термодинамическими расчетами с помощью программного обеспечения ThermoCalc-3.01 показано, что супермартенситная нержавеющая сталь 10X13H3MФБ склонна к формированию дефекта «полосчатость» структуры за счет ее кристаллизации в двухфазной  $\delta+\gamma$ -области (фазовой ликвации).

Установлено, что за счет изменений химического состава стали, главным образом углерода и никеля, возможно получение при кристаллизации однофазного  $\delta$ -состояния, при котором существенно расширяется температурный интервал существования  $\gamma$ -области, благоприятный для горячей деформации стальных полуфабрикатов.

### Список литературы

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // *Materials Science and Engineering R: Reports*. 2009. Vol. 65. P. 39–104. DOI: 10.1016/j.mser.2009.03.001
2. Механическое поведение и хрупко-вязкий переход в высокохромистой мартенситной стали / М.В. Однобокова, А.Ю. Кипелова, А.Н. Беляков, Р.О. Кайбышев // *Физика металлов и металлосведение*. 2016. Т. 117, № 4. С. 404–413. DOI: 10.7868/S0015323016040094
3. Microstructural evolution and low temperature impact toughness of a Fe–13%Cr–4%Ni–Mo martensitic stainless steel / Y.Y. Song, D.H. Ping, F. Yin et al. // *Materials Science and Engineering A*. 2010. Vol. 527. P. 614–618. DOI: 10.1016/j.msea.2009.08.022
4. Akhmed'yanov A.M., Rushchits S.V., Smirnov M.A. Hot deformation of martensitic and supermartensitic stainless steels // *Materials Science Forum*. 2016. Vol. 870. P. 259–264. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.259
5. Evolution of microstructure in stainless martensitic steel for seamless tubing / I.Yu. Pyshmintsev, S.M. Butyukov, V.I. Pastukhov et al. // *Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures (MRDMS-2017)*, AIP Conf. Proc. 2017. Vol. 1915. P. 040048-1–040048-5. DOI: 10.1063/1.5017396
6. Development of sour-resistant 13%Cr oil-country tubular goods with improved CO<sub>2</sub>-corrosion resistance / H. Asahi [et al.] // *Nippon Steel Technical Report*. 1997. No. 72. P. 7–12.
7. Gooch T.G. Heat treatment of welded 13%Cr4%Ni martensitic stainless steels for sour service // *Welding Journal*. 1995. Vol. 74. P. 213–223.
8. Rhodes P.R. Environment-assisted cracking of corrosion-resistant alloys in oil and gas production environments: A review // *Corrosion*. 2001. Vol. 57. P. 923–966.
9. Атлас структур металлов и сплавов / В.И. Большаков [и др.]. Днепропетровск: ГБУЗ «ПГАСА», 2010. 174 с.
10. ГОСТ Р 54570–2011. Сталь. Методы оценки степени полосчатости или ориентации микроструктур. Введ. 2012-09-01. М.: Росстандарт России: ФГУП «Стандартинформ», 2012. 32 с.
11. Лаев К.А. Влияние легирования и термической обработки на структуру и свойства коррозионностойких высокохромистых сталей мартенситного и супермартенситного классов для изготовления труб нефтегазового сортамента: дис. ... канд. техн. наук. Челябинск: ЮУГУ, 2016. 142 с.
12. Садовский В.Д. Структурная наследственность стали. М.: Металлургия, 1973. 208 с.
13. Структурная и текстурная наследственность при  $\gamma\leftrightarrow\alpha$ -превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали / М.Л. Лобанов, С.В. Данилов, А.О. Струин и др. // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. 2016. Т. 16, № 2. С. 46–54. DOI: 10.14529/met160207

14. Текстульная наследственность при фазовых превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали после контролируемой термомеханической обработки / М.Л. Лобанов, М.Д. Бородина, С.В. Данилов и др. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Т. 60, № 11. С. 910–918. DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-910-918

15. Поздняков А.В., Чеверикин В.В. Термодинамические расчеты и анализ фазовых диаграмм многокомпонентных систем: учеб.-метод. пособие. М.: Издат. Дом МИСиС, 2012. 43 с.

### References

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering R: Reports*. 2009;65:39–104. DOI: 10.1016/j.mser.2009.03.001

2. Odnobokova M.V., Kipelova A.Y., Belyakov A.N., Kaibyshev R.O. Mechanical behavior and brittle-ductile transition of high-chromium martensitic steel. *The Physics of Metals and Metallography*. 2016;117(4): 390–398. DOI: 10.1134/S0031918X16040098

3. Song Y.Y., Ping D.H., Yin F., Li X.Y., Li Y. Microstructural evolution and low temperature impact toughness of a Fe–13%Cr–4%Ni–Mo martensitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*. 2010;527:614–618. DOI: 10.1016/j.msea.2009.08.022

4. Akhmed'yanov A.M., Rushchits S.V., Smirnov M.A. Hot deformation of martensitic and supermartensitic stainless steels. *Materials Science Forum*. 2016;870:259–264. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.259

5. Pyshmintsev I.Yu., Butyukov S.M., Pastukhov V.I. et al. Evolution of microstructure in stainless martensitic steel for seamless tubing. *Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures (MRDMS-2017), AIP Conf. Proc.* 2017;1915:040048-1–040048-5. DOI: 10.1063/1.5017396

6. Asahi H. et al. Development of sour-resistant 13%Cr oil-country tubular goods with improved CO<sub>2</sub>-corrosion resistance. *Nippon Steel Technical Report*. 1997;(72):7–12.

7. Gooch T.G. Heat treatment of welded 13%Cr4%Ni martensitic stainless steels for sour service. *Welding Journal*. 1995;74:213–223.

8. Rhodes P.R. Environment-assisted cracking of corrosion-resistant alloys in oil and gas production environments: A review. *Corrosion*. 2001;57:923–966.

9. Bolshakov V.I. et al. *Atlas struktur metallov i splavov* [Atlas of structures of metals and alloys]. Dnepropetrovsk: SHUZ “PSASA”; 2010. 174 p. (In Russ.)

10. *GOST R 54570–2011. Stal'. Metody otsenki stepeni poloschatosti ili oriyentatsii mikrostruktur. Vved. 2012-09-01* [State Standard R 54570–2011. Steel. Methods for assessing the degree of banding or orientation of microstructures. Enter. 2012-09-01]. Moscow: Rosstandart of Russia: FGUP Standartinform; 2012. 32 p. (In Russ.)

11. Laev K.A. *Vliyaniye legirovaniya i termicheskoy obrabotki na strukturu i svoystva korrozionnostoykikh vysokokhromistyykh staley martensitnogo i supermartensitnogo klassov dlya izgotovleniya trub neftegazovogo sortamenta: dis. kand. tekhn. nauk* [Influence of alloying and heat treatment on the structure and properties of corrosion-resistant high-chromium steels of martensitic and supermartensitic classes for the manufacture of pipes for oil and gas assortment. Cand. sci. diss.]. Chelyabinsk: SUSU; 2016. 142 p. (In Russ.)

12. Sadvoskiy V.D. *Strukturnaya nasledstvennost' stali* [Structural heredity of steel]. Moscow: Metallurgiya; 1973. 208 p. (In Russ.)

13. Lobanov M.L., Danilov S.V., Struin A.O., Borodina M.D., Pyshmintsev I.Yu. Structural and Textural Heredity at  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  Transformations in Low-Carbon Low-Alloy Pipe Steel. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2016, vol. 16, no. 2, pp. 46–54. (in Russ.) DOI: 10.14529/met160207

14. Lobanov M.L., Borodina M.D., Danilov S.V., Pyshmintsev I.Y., Struin A.O. Texture inheritance on phase transition in low-carbon, low-alloy pipe steel after thermomechanical controlled processing. *Steel in Translation*. 2017;47(11):710–716. DOI: 10.3103/S0967091217110055

15. Pozdnyakov A.V., Cheverikin V.V. *Termodinamicheskiye raschety i analiz fazovykh diagramm mnogokomponentnykh sistem: ucheb.-metod. posobiye* [Thermodynamic calculations and analysis of phase diagrams of multicomponent systems: Textbook]. Moscow: Publishing house of MISIS. 2012. 43 p. (In Russ.)



***Информация об авторах***

**Лобанова Людмила Андреевна**, магистрант кафедры термообработки и физики металлов, Институт материаловедения и металлургии, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия; lobanova231097@mail.ru.

**Лобанов Михаил Львович**, д-р техн. наук, проф. кафедры термообработки и физики металлов, Институт материаловедения и металлургии, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия; m.l.lobanov@urfu.ru.

***Information about the authors***

**Lyudmila A. Lobanova**, Master's student of the Department of Heat Treatment and Physics of Metals, Institute of Materials Science and Metallurgy, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia; lobanova231097@mail.ru.

**Mikhail L. Lobanov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of Heat Treatment and Physics of Metals, Institute of Materials Science and Metallurgy, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia; m.l.lobanov@urfu.ru.

***Статья поступила в редакцию 21.03.2021***

***The article was submitted 21.03.2021***