

УДК 669.14.018.298:621.789

## СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ МАЛОНИКЕЛЕВОЙ АЗОТИСТОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ В ЛИТОМ И ДЕФОРМИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ\*

**Капуткина Л.М.<sup>1</sup>**, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры  
пластической деформации специальных сплавов (kaputkina@mail.ru)

**Блинов Е.В.<sup>2</sup>**, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории  
конструкционных сталей и сплавов

**Смарыгина И.В.<sup>1</sup>**, к.т.н., доцент кафедры пластической деформации  
специальных сплавов (smarygina.inga@yandex.ru)

**Киндон В.Э.<sup>1</sup>**, к.т.н., старший научный сотрудник, зам. начальника управления науки  
**Щетинин И.В.<sup>1</sup>**, к.т.н., зав. лаборатории

<sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

<sup>2</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН  
(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

**Аннотация.** Новая малоникелевая сталь X19H6Г10AM2 отличается наиболее высоким уровнем прочности в горячекатаном и закаленном из аустенитной области состоянии, что обеспечивает ее эффективное применение в климатических условиях Арктики и Антарктики. Превышение прочности над уровнем, характерным для традиционной коррозионностойкой стали типа X18H10, обеспечивается за счет дополнительного твердорастворного упрочнения. Легированная азотом до 0,18 % обычная сталь X18H10 имеет меньший, но также высокий уровень механических свойств, отличается более низкой термической и механической стабильностью аустенита и может быть применена в менее жестких по температуре и нагрузкам условиях эксплуатации.

**Ключевые слова:** азотистая малоникелевая сталь, фазовые диаграммы, макро- и микроструктура, фазовый состав, свойства, обработка, применение.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-11-828-836

В настоящее время азот получает все более широкое применение как один из перспективных легирующих элементов, открывающих новые возможности в создании материалов на основе сплавов железа [1 – 6]. При этом основной тенденцией является расширение производства и потребления экономичных малоникелевых или безникелевых легированных азотом сталей различных структурных классов [7 – 9]. Продолжающиеся разработки новых сталей с улучшенными свойствами или с оптимизированной схемой легирования имеют целью достижение требуемого по условиям применения соотношения прочность – пластичность – коррозионная стойкость [10, 11]. В этом направлении возможности азота, как легирующего элемента, далеко не исчерпаны [12 – 14]. Перспективным направлением разработки и применения легированных азотом сталей может быть создание новых сталей со специальными функциональными свойствами, такими как стойкие в биоактивных средах, бактерицид-

ные, высокопрочные конструкционные, легкие стали и др. [15].

Азот, являясь элементом внедрения, как и углерод, упрочняет твердый раствор, но в отличие от углерода не уменьшает его коррозионной стойкости. Легирование азотом позволяет получить материалы с уникальным комплексом свойств, недостижимом при легировании другими элементами, например высокопрочные коррозионностойкие стали [9, 10]. Легирование азотом сопровождается сложным изменением фазового и структурного состояния стали при термической обработке. Высокая эффективность упрочнения азотом достигается реализацией всех механизмов упрочнения: деформационного, твердорастворного, дисперсионного и зернограничного. Твердорастворное упрочнение азотом выше, чем углеродом. Структурное или зернограничное упрочнение в азотсодержащих сталях также может быть более эффективным, так как нитриды способны до более высоких температур, чем карбиды, сохранять мелкое зерно.

Эффект от введения азота в сталь усиливается в результате применения высокотемпературной термомеханической обработки. В зависимости от содержания азо-

\* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, уникальный идентификатор соглашения RFMEFI57514X0071.

та и режима термомеханической обработки новые стали имеют различную структуру и соответствующий комплекс механических и физических свойств [2, 9, 15].

Цель работы заключалась в исследовании влияния азота на упрочнение и возможность достижения высокого уровня прочности новой малоникелевой стали в литом и деформированном состоянии без снижения сопротивления питтинговой коррозии.

Материалом исследования были хромоникельмарганцевая сталь X18H5AG9M2 и стали типа X18H10 с различным содержанием азота, химический состав представлен в табл. 1.

С использованием программы Thermo-Calc на основе термодинамической базы TCFE7 построены поли-термические сечения фазовых диаграмм и определены температурно-концентрационные области существования равновесных фаз: аустенита, карбидов, нитридов и интерметаллидов.

Экспериментальные исследования проведены на сталях лабораторной выплавки, которую осуществляли в вакуумной индукционной печи на чистой шихте. Разливку производили в цилиндрическую изложницу с прибыльной надставкой. Общая масса каждого слитка составляла 9,3 кг, после отрезки прибыльной части – 7,5 кг, размеры слитков: диаметр 80 мм, высота 170 мм.

Деформированное состояние стали отвечало обычной схеме производства: ковка и заключительная горячая прокатка. Температура горячей прокатки соответствовала аустенитной области, температура конца прокатки отвечала температуре обычной закалки (обработка на твердый раствор), охлаждение по завершению прокатки в воде.

В литом и деформированном состояниях исследовали макро- и микроструктуру, измеряли твердость HV, магнитометрически определяли наличие ферромагнитной фазы, рентгенографически оценивали фазовый состав.

Механические свойства определяли на образцах, вырезанных из горячекатаных полос при испытаниях на растяжение по ГОСТ 1497 на испытательной установке «INSTRON-3369» при 20 °С со скоростью нагружения 2 – 10 мм/мин. Магнитометрические измерения осуществляли с помощью вихретокового дефектоскопа (ферритометра) МВП-2М.

Рентгеноструктурные исследования экспериментальных сталей проводили в литом и горячекатаном состояниях.

Съемки вели в угловом диапазоне ( $2\theta$ ) от 30 до 130° с шагом 0,5° и экспозицией в точке 3 с на дифрактометре ДРОН-4 с использованием  $Co_{K\alpha}$  излучения и графитового монохроматора.

Для литого состояния рентгеновский шлиф (образец) готовили в вертикальной плоскости слитков (параллельной оси слитков). Для горячекатаного состояния исследования проводили на образцах, параллельных плоскости прокатки.

Обработка дифракционных линий заключалась в аппроксимации функцией псевдо Фойгта и определением следующих параметров:  $2\theta_{ц.т.}$  – центр тяжести, град.;  $I$  – интегральная интенсивность, имп.град./с;  $B$  – интегральная ширина, град. Параметры решеток определялись методом экстраполяции. В качестве экстраполяционной функции использовалась функция Тейлора-Синклера и Нельсона Райли:

$$f(\theta) = \frac{1}{2} \left( \frac{\cos^2\theta}{\sin\theta} + \frac{\cos^2\theta}{\theta} \right). \quad (1)$$

Погрешность определения периода решеток для деформированных сталей составляла примерно 0,0005 Å, для литого состояния сталей из-за их крупнозернистости – примерно 0,001 Å.

На рис. 1 представлена диаграмма стали 1А. Вертикальная линия – это фактическое содержание азота 0,311 %. Критическая концентрация азота для этой стали равна 0,49 %. Из рис. 1 видно, что при содержании азота 0,311 % равновесная кристаллизация этой стали идет с выделением  $\delta$ -фазы по схеме  $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$  с наличием большой двухфазной области  $\delta + \gamma$  от  $T_{\text{сол}}$  до 1250 °С. Чистая область  $\gamma$  существует при температурах 1250 – 1100 °С.

Вертикальная полоса на рис. 2 характеризует содержание азота, типичное для сталей типа X18H9, фактическое содержание в стали 6А составляет 0,18 %, в стали 5А – 0,020 %. Критическая концентрация азота для этих сталей равна 0,26 %. Из рис. 2 видно, что при содержании азота 0,020 % равновесная кристаллизация стали 5А идет с выделением  $\delta$ -фазы по схеме  $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$  с двухфазной областью  $\delta + \gamma$  от  $T_{\text{сол}}$

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Table 1. Chemical composition of investigated steels

Сталь	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	N
1А	0,096	0,232	10,12	0,011	<0,005	18,72	1,681	6,129	0,014	<0,005	0,311
5А	0,035	0,199	1,238	0,014	0,015	18,54	0,046	8,633	0,0064	0,012	0,020
6А	0,043	0,221	1,322	0,014	0,015	18,43	0,045	8,883	0,011	0,017	0,180

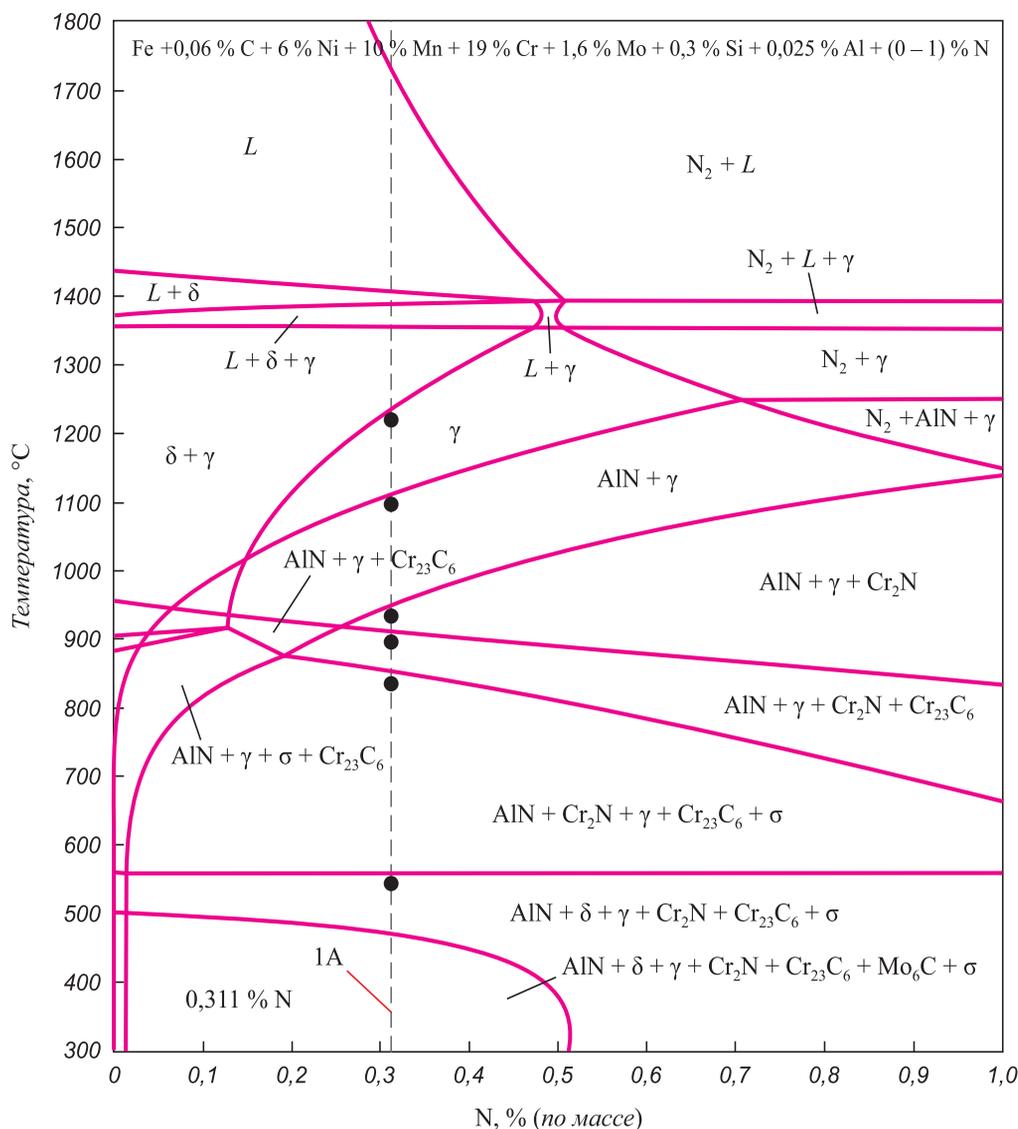


Рис. 1. Политермическое сечение диаграммы состояния при постоянном содержании легирующих элементов, соответствующем стали 1А

Fig. 1. Polythermal section of the phase diagram at the constant content of the alloying elements, corresponding to steel 1A

до 1200 °С. Чистая область  $\gamma$  существует при температурах 1200 – 800 °С. Легирование этой стали азотом до 0,18 % (сталь 6А) уменьшает область  $\delta + \gamma$  от  $T_{\text{сол}}$  до 1350 °С. Чистая область  $\gamma$  для стали 6А существует при температурах 1350 – 960 °С. При температурах 1100 °С для стали 1А, 800 °С для стали 5А и 960 °С для стали 6А выделяются нитриды  $\text{AlN}$ . При дальнейшем понижении температуры в области  $\gamma$  в стали 1А последовательно выделяются из твердого раствора  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\sigma$ . В стали 6А те же фазы, но в иной последовательности:  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\sigma$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . В стали 5А –  $\sigma$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ . При 570 °С в стали 1А и 620 °С в сталях 5А и 6А происходит превращение  $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$ .

Контроль макроструктуры показал, что в целом слитки были плотными, имели дендритное строение. Металлографически подтверждена дендритная структура различной дисперсности в основном объеме слитков. По металлографическим снимкам

определена величина дендритного параметра на четырех участках: в центре и на расстоянии 10, 20 и 30 мм от центра (приповерхностный слой), а по нему оценена скорость охлаждения при затвердевании (табл. 2).

Оценку скорости охлаждения от величины междендритного расстояния проводили по предложенной В.И. Добаткиным зависимости

$$d = AV_{\text{охл}}^{-n}, \quad (2)$$

где  $d$  – величина дендритного параметра – расстояние между осями второго порядка, мкм;  $V_{\text{охл}}$  – скорость охлаждения слитка, К/с;  $A = 220$  [мкм·с<sup>-n</sup>·К<sup>-n</sup>],  $n = 0,45$  (для сталей).

Скорость охлаждения при затвердевании составляла от 20 до 125 К/с по горизонтальному сечению слитков (см. табл. 2).

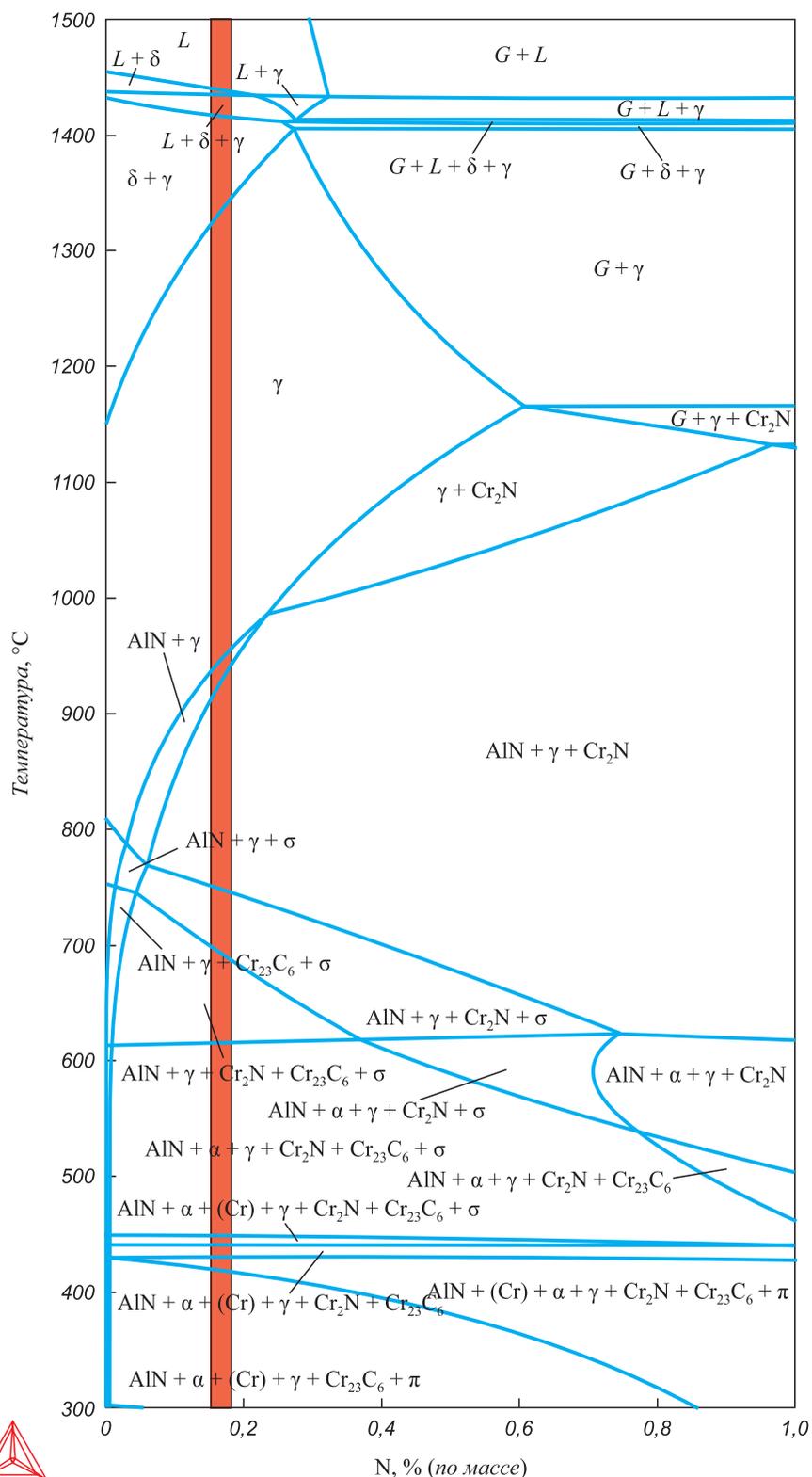


Рис. 2. Политермическое сечение диаграммы состояния при постоянном содержании легирующих элементов, соответствующем сталям 5А и 6А

Fig. 2. Polythermal section of the phase diagram at the constant content of the alloying elements, corresponding to steels 5A and 6A

Стали 1А и 6А в литом состоянии были немагнитными, т. е. имели аустенитную структуру. Таким образом, скорость охлаждения слитков более 20 К/с достаточна для предотвращения существенного выделения нитри-

дов и повышения и сохранения температуры начала мартенситного превращения ниже комнатной температуры. В слитке стали 5А содержание ферромагнитной фазы составляло не более 3%.

**Дендритный параметр и скорость охлаждения экспериментальных сталей**

*Table 2. Dendritic parameter and cooling rate of experimental steels*

Сталь	Дендритный параметр, мкм				Скорость охлаждения, К/с			
	центральный слой	10 мм от центра	30 мм от центра	приповерхностный слой	центральный слой	10 мм от центра	30 мм от центра	приповерхностный слой
1А	41 ± 5	34 ± 3	25 ± 2	23 ± 3	42	60	125	150
5А	54 ± 6	37 ± 4	33 ± 3	27 ± 4	20	50	65	105
6А	44 ± 5	32 ± 4	29 ± 3	27 ± 3	35	70	90	105

Распределение твердости по горизонтальному сечению слитков от внешнего края к центру представлено на рис. 3.

Скорости охлаждения в полученном диапазоне несущественно влияли на уровни твердости в центральной части слитков каждой стали. Увеличение твердости во всех случаях наблюдалось лишь в приповерхност-

ных слоях слитков, где скорость охлаждения была заметно выше.

Полученные оценки температур возможных фазовых превращений позволяют выбрать целесообразные температурные параметры термической и термомеханической обработок (в табл. 3 приведен температурный интервал аустенитной области).

На основании оценок температурно-концентрационных областей для экспериментальных сталей можно рекомендовать температуры высокотемпературных обработок (табл. 4).

Таким образом, построенные фазовые диаграммы могут быть использованы для назначения режимов го-

Таблица 3

**Температурный интервал  $\gamma$ -области**

*Table 3. Temperature interval of the  $\gamma$ -area*

Сталь	Границы $\gamma$ -области, $T^{\circ}\text{C}$		
	$T_{\text{макс}}$	$T_{\text{мин}}$	$\gamma + \text{AlN}$
1А	1250	1106	960
5А	1200	800	780
6А	1350	960	940

Таблица 4

**Рекомендованные температуры высокотемпературных обработок и заданный температурный интервал обработок экспериментальных сталей,  $^{\circ}\text{C}$**

*Table 4. The recommended temperatures of high-temperature processing and the set temperature interval of experimental steels processing,  $^{\circ}\text{C}$*

Сталь	Рекомендованные температуры обработок				Заданный температурный интервал обработок	
	гомогенизационный отжиг	ковка	горячая прокатка*	закалка (обработка на твердый раствор)	ковка	прокатка
1А	1200 – 1150	1200 – 960	1150 – 1080	1100 – 1080	1200 – 960	1150 – 1080
5А	1200 – 1100	1150 – 900	1100 – 1050	1050 – 1080	1150 – 900	1100 – 1050
6А	1250 – 1200	1200 – 1000	1100 – 1050	1050 – 1080	1200 – 1000	1100 – 1050

\* В схеме высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) нижняя граница – это температура конца прокатки  $T_{\text{кп}}$ .

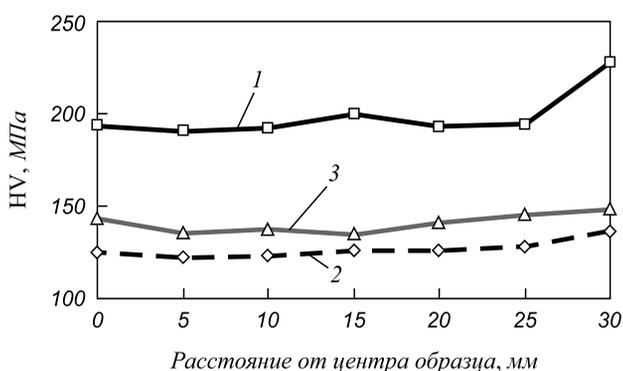


Рис. 3. Распределение твердости по горизонтальному сечению слитков экспериментальных сталей: 1 – 1А; 2 – 5А; 3 – 6А

Fig. 3. Distribution of hardness on the horizontal section of ingots of experimental steels : 1 – 1А; 2 – 5А; 3 – 6А

рячей обработки образцов экспериментальных сталей. Скорости кристаллизации и охлаждения  $\geq 20$  К/с достаточно для получения однородной, достаточно дисперсной дендритной структуры, предотвращения выделения избыточных фаз и сохранения аустенита в литом состоянии в сталях 1А, 6А.

Слитки экспериментальных сталей 1А, 5А и 6А подвергали многосторонней промежуточной ковке (осадке) в пластины толщиной 26 – 27 мм, затем следовала зачистка и горячая прокатка. Заданный интервал температур обработок указан в табл. 4.

Результаты рентгеноструктурного анализа образцов литых сталей представлены в табл. 5. Видно, что экспериментальные стали 1А и 6А в литом состоянии

имеют полностью аустенитную структуру. Избыточные фазы при охлаждении со скоростями  $\geq 20$  К/с если и выделяются, то в весьма малом, рентгенографически не обнаруживаемом количестве. Для стали 5А такие условия недостаточны, что сильно ограничивает их пригодность в качестве криогенного материала.

После горячей прокатки экспериментальных сталей в температурном интервале существования  $\gamma$ -твердого раствора с температурой конца прокатки больше или равной расчетной температуре начала выделения нитридов, охлаждением в воде удастся зафиксировать полностью не распавшийся аустенит (табл. 6),  $\alpha$ -фаза не обнаруживается, периоды решетки  $\alpha_\gamma$  хорошо коррелируют с различиями составов разных сталей. Для менее легированных сталей 5А и 6А уровень  $\alpha_\gamma$  меньше, чем  $\alpha_\gamma$  стали 1А, при этом период решетки также растет с повышением содержания азота. Отношение разности периодов сталей 6А и 5А к разности содержания в них азота  $\Delta\alpha_\gamma/\Delta N = 0,03 \text{ \AA}/\%$ , что весьма близко к теоретическим расчетам ( $0,33 \text{ \AA}/\%$ ).

Сравнение ширины рентгеновских линий  $B$  и полюсной плотности  $P$  для исследуемых сталей показывает, что качественно при горячей деформации во всех сталях формируется однотипная текстура и сохраняется наклеп, но количественно процессы и результаты различаются.

Таким образом, рентгенографические данные подтверждают получение однородной аустенитной структуры и, в свою очередь, адекватность расчетных термодинамических оценок фазового состояния при высоких температурах.

Таблица 5

**Результаты рентгеноструктурного анализа экспериментальных сталей в литом состоянии**

*Table 5. Results of the X-ray diffraction analysis of experimental steels in a cast state*

Сталь	Период решетки $a$ , $\text{\AA}$	Фазовый состав*, %	
		$\gamma$	$\alpha$
1А	3,613	$\gamma$	100
5А	3,597	$\gamma$ $\alpha$	>95 <5
6А	3,613	$\gamma$	100

\* В сталях 1А, 6А обнаружены только линии аустенита ( $\gamma$ ), в стали 5А – рефлексы от  $\gamma$ - и слабые от  $\alpha$ -фаз.

Таблица 6

**Результаты рентгеноструктурного анализа горячекатаных экспериментальных сталей (лист толщиной 4 мм)**

*Table 6. Results of the X-ray diffraction analysis of hot-rolled experimental steels (plate of 4 mm thickness)*

Сталь	Линия	$2\theta_{\text{цт.}}$ , град.		$I_{\text{инт}}$ , имп.·град./с	$B$ , град.		$P$	$\alpha_\gamma$ , $\text{\AA}$
		цт.	±		цт.	±		
1А	111	50,746	±0,001	6054,5	±15	0,329	±0,001	3,6162 ±0,0005
	200	59,205	±0,001	2587,5	±1,1	0,428	±0,002	
	220	88,829	±0,001	142,8	±6,2	0,524	±0,026	
	311	110,232	±0,002	1150,1	±1,1	0,729	±0,01	
	222	118,118	±0,003	706,1	±8,9	0,617	±0,011	
5А	111	51,111	±0,001	7512,8	±17,2	0,359	±0,001	3,5905 ±0,0005
	200	59,715	±0,001	2432,5	±11,6	0,510	±0,003	
	220	89,643	±0,005	223,3	±9,2	0,586	±0,023	
	311	111,483	±0,002	1510,6	±1,3	0,871	±0,001	
	222	119,43	±0,003	928,6	±9,8	0,694	±0,011	
6А	111	51,099	±0,001	7692,4	±17,4	0,362	±0,001	3,5953 ±0,0005
	200	59,632	±0,001	2649,6	±11,8	0,479	±0,003	
	220	89,520	±0,006	261,9	±7,7	0,713	±0,026	
	311	111,243	±0,002	1422,2	±11,8	0,809	±0,001	
	222	119,236	±0,003	941,4	±9,4	0,665	±0,001	

Стали 1А, 5А и 6А после горячей прокатки со всеми накопленными степенями деформации при всех толщинах (4 – 13 мм) при комнатной температуре были немагнитными, т. е. имели аустенитную структуру.

На образцах всех экспериментальных сталей видна анизотропия формы зерен, их вытянутость в направлении прокатки, т. е. полной рекристаллизации не происходило ни в одной из сталей. Таким образом, по крайней мере на этих толщинах, подтверждено соответствие режимов горячей прокатки требованиям ВТМО.

Средние значения твердости HV экспериментальных сталей в горячекатаном состоянии составили: 1А – 298 МПа; 5А – 214 МПа; 6А – 262 МПа.

Механические свойства экспериментальных сталей, определенные при испытаниях на растяжение, представлены в табл. 7.

Сталь 1А оставалась немагнитной и после испытаний, т. е. аустенит этой стали деформационно стабилен при степени деформации по  $\delta$  до 33 % и по  $\psi$  до 62 % при температуре 20 °С. Стали 5А и 6А были слабомагнитными при  $\delta \geq 60$  % и  $\psi \geq 70$  %.

Сравнение достигнутых на экспериментальных сталях уровней прочности (рис. 4) с рассчитанными оценками упрочнения за счет изменения легированности относительно аустенитной стали X18H10 (аналог 5А) показывает, что новая малоникелевая сталь имеет наибольший уровень прочности  $\sigma_B^{20} > 800$  МПа при условии, что температура конца прокатки выше температуры начала выделения нитридов и карбидов. Сверху температура ограничена требованием к величине зерна, сильно влияющей на показатели пластичности и вязкости. Кроме того видно, что превышение прочности относительно прочности традиционной коррозионностойкой стали обеспечивается за счет твердорастворного упрочнения из-за большей легированности этих сталей, включая за счет повышенного содержания азота.

Однако содержание азота ограничено «сверху» двумя факторами: оно должно быть меньше критической величины, определяющей условие получения плотного слитка, и не должно быть избыточным из-за сопутст-

Таблица 7

**Механические свойства экспериментальных сталей, полученные при испытаниях на растяжение**

*Table 7. Mechanical properties of experimental steels, received at stretching tests*

Сталь	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	Магнитность* после испытания
1А	926	691	33	62	–
5А	570	250	60	70	+
6А	748	399	63	84	+

\* (+) – слабо магнитный; (–) – немагнитный.

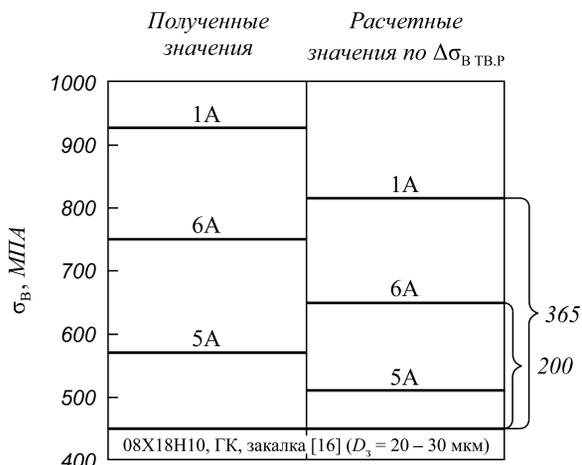


Рис. 4. Сравнение достигнутых уровней прочности  $\sigma_B$  экспериментальных сталей в горячекатаном и закаленном состоянии и расчетных

Fig. 4. Comparison of the reached levels of durability  $\sigma_B$  of experimental steels in the hot-rolled and tempered state and settlement

вующего твердорастворному упрочнению снижения пластичности и вязкости сплава.

Снижение пластичности и вязкости может быть в какой-то мере скомпенсировано за счет получения более мелкого зерна, но, как правило, это вызывает усложнение технологии производства и, следовательно, повышение затрат.

**Выводы.** Экспериментально доказано, что новая малоникелевая сталь 1А отличается наиболее высоким уровнем прочности в горячекатаном и закаленном из аустенитной области состоянии, что обеспечивает ее эффективное применение в климатических условиях Арктики и Антарктики. При этом необходимое превышение прочности над уровнем, характерным для традиционной коррозионностойкой стали типа X18H10, обеспечивается за счет дополнительного твердорастворного упрочнения. Это гарантирует сохранение или даже повышение стабильности и коррозионной стойкости аустенита, а также сохранение достаточно высоких показателей пластичности и вязкости.

Сбалансированность состава этой стали по основным легирующим элементам, включая азот, позволяет получать плотный слиток и проводить горячую деформацию, термическую и термомеханическую обработку по схемам и режимам, не требующим повышения нагрузки на деформирующее оборудование, обычно сопутствующего более высокому содержанию азота в стали.

Сплав 6А, отличающийся от обычной стали X18H10 только дополнительным легированием азотом, дает меньший, но также высокий уровень механических свойств, отличается меньшей термической и механической стабильностью аустенита и может быть применен в менее жестких по температуре и нагрузкам условиях эксплуатации. Возможно дополнительное упрочнение

данной стали созданием более мелкого зерна или субструктуры, однако это не приведет к повышению недо- статочной термической и механической стабильности аустенита.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Steel alloyed with nitrogen. // Steel in Translation. Allerton Press, inc. New York. 2006. P. 64 – 76.
2. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Prokoshkina V.G. Dissolution and precipitation of excess phases and nitrogen distribution between solid solution and nitrides in corrosion-resistant steel // Russian Metallurgy (Metally). 2006. No. 5. P. 439 – 444.
3. Bannykh O.A. Progress in the Research and Application of Nitrogen-Alloyed Steels // Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009). Moscow, Russia. MISIS. 2009. P. 41 – 46.
4. Rashev Ts., Andreev Ch., Jekova L. Problems of High Nitrogen Steel Development // Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009). Moscow, Russia. MISIS. 2009. P. 221 – 232.
5. Chai G., Kivisakk U., Ronneteg S. Progress in high alloyed duplex stainless steels // Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009). Moscow, Russia. MISIS. 2009. P. 67 – 76.
6. Singhai L.K., Narashimha Rao V. Current status of the high performance stainless steel manufacturing and products in India // Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012). India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 31 – 40.
7. Speidel M.O., Speidel H. J. Commercial low nickel and high nitrogen steels // Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009). Moscow, Russia. MISIS. 2009. P. 121 – 128.
8. Maruyama N., Sanbe M., Katada Ya., Kanazawa K. Fatigue property of nickel-free high nitrogen austenitic stainless steels in simulated body fluid // Materials Transactions. 2009. Vol. 50. No. 11. P. 2615 – 2622.
9. Balachandran G. // Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012). India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 41 – 62.
10. Guocai Chai, Kangas P. New hyper duplex stainless steels and their applications // Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012). India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 71 – 82.
11. Ritzenhoff R., Gharbi M.M., Noneder H., Diehl V. // Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012). India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 71 – 82.
12. Gavriljuk V., Berns H. High nitrogen steels. Structure, properties, manufacture, application. Springer Verlag, Berlin – Heidelberg. 1999. – 270 p.
13. Gavriljuk V. Carbon, nitrogen and hydrogen in steels: plasticity and brittleness // Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012). India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 23 – 30.
14. Seifert M., Siebert S., Huth S. etc. New developments in martensitic stainless steels containing C+N // Proceedings of the 12th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2014). Germany, Gamburg, Energietechnik Essen. 2014. P. 40 – 47.
15. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. High nitrogen steels: today and tomorrow // Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012). India, Chennai, VRK Printing House. 2013. P. 11 – 22.
16. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др. / Под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.

Поступила 27 июля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. NO. 11, pp. 828–836.

## STRUCTURE AND STRENGTH OF LOW-NICKEL NITROGENOUS STAINLESS STEEL IN CAST AND DEFORMED STATE

**L.M. Kaputkina**<sup>1</sup>, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of Plastic Deformation of Special Alloys

**E.V. Blinov**<sup>2</sup>, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Constructional Steels and Alloys

**I.V. Smarygina**<sup>1</sup>, Cand. Sci. (Eng.), Assoc. Prof. of the Chair of Plastic Deformation of Special Alloys

(smarygina.inga@yandex.ru)

**V.E. Kindop**<sup>1</sup>, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Deputy Head of Science Department

**I.V. Shchetinin**<sup>1</sup>, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory

<sup>1</sup> National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS) (4, Leninskii ave., Moscow, 119049, Russia)

<sup>2</sup> Institute of Metallurgy and Material Science named after Baikov A.A., RAS (49, Leninskii ave., Moscow, 119991, Russia)

**Abstract.** New low-nickel Cr19Ni6Mn10Mo2N steel has highest durability in the hot-rolled and tempered from austenitic area state that provides its effective application in the Arctic and Antarctic climatic conditions. The excess of durability over level, common for traditional stainless steel of the Cr18Ni10 type, is provided due to additional solid solution hardening. The usual Cr18Ni9 steel, alloyed by nitrogen to 0.18 %, has the smaller, but also high level of mechanical properties, differs in smaller thermal and mechanical stability of aus-

tenite and can be applied in less rigid on temperature and loadings service conditions.

**Keywords:** low-nickel nitrogenous steel, phase diagram, macro- and microstructure, phase composition, properties, treatment, application.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2015-11-828-836

#### REFERENCES

1. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Steel alloyed with nitrogen. *Steel in Translation*. Allerton Press, inc. New York, 2006, pp. 64–76.
2. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Prokoshkina V.G. Dissolution and precipitation of excess phases and nitrogen distribution between solid solution and nitrides in corrosion-resistant steel. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2006, no. 5, pp. 439–444.
3. Bannykh O.A. Progress in the Research and Application of Nitrogen-Alloyed Steels. *Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009)*, Moscow: Russia. MISIS. 2009, pp. 41–46.
4. Rashev Ts., Andreev Ch., Jekova L. Problems of High Nitrogen Steel Development. *Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009)*, Moscow, Russia. MISIS. 2009, pp. 221–232.
5. Chai G., Kivisakk U., Ronneteg S. Progress in high alloyed duplex stainless steels. *Proceedings of the 10th Intern. Conference on*

- High Nitrogen Steels (HNS 2009)*, Moscow, Russia. MISIS. 2009, pp. 67–76.
6. Singhai L.K., Narashimha Rao V. Current status of the high performance stainless steel manufacturing and products in India. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 31–40.
  7. Speidel M.O., Speidel H. J. Commercial low nickel and high nitrogen steels. *Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009)*, Moscow, Russia. MISIS. 2009, pp. 121–128.
  8. Maruyama N., Sanbe M., Katada Ya., Kanazawa K. Fatigue property of nickel-free high nitrogen austenitic stainless steels in simulated body fluid. *Materials Transactions*. 2009. Vol. 50, no 11, pp. 2615–2622.
  9. Balachandran G. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 41–62.
  10. Guocai Chai, Kangas P. New hyper duplex stainless steels and their applications. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 71–82.
  11. Ritzenhoff R., Gharbi M.M., Noneder H., Diehl V. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 71–82.
  12. Gavriljuk V., Berns H. *High nitrogen steels. Structure, properties, manufacture, application*. 1999. Springer Verlag, Berlin- Heidelberg. 270 p.
  13. Gavriljuk V. Carbon, nitrogen and hydrogen in steels: plasticity and brittleness. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 23–30.
  14. Seifert M., Siebert S., Huth S., Theisen W., Berns H. New developments in martensitic stainless steels containing C + N. *Proceedings of the 12th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2014)*, Germany. Gamburg, Energietechnik Essen, 2014, pp. 40–47.
  15. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. High nitrogen steels: today and tomorrow. *Proceedings of the 11th Intern. Conference on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, India. Chennai, VRK Printing House, 2013, pp. 11–22.
  16. *Marochnik stalei i splavov* [Steels and alloys grade guide]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 640 p. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The work was supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, a unique identifier of the agreement RFMEFI57514X0071.

Received July 27, 2015