

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК

**Институт металлургии  
и материаловедения  
им. А.А. Байкова РАН**

**80 лет**

Москва

ИМЕТ РАН

2018 г.

**УДК 669.1; 546.1; 546.3**

Институт металлургии материаловедения им. А.А. Байкова РАН – 80 лет.  
Сборник научных трудов.  
М.: Интерконтакт Наука, 2018, 644 с.

ISBN 978-5-902063-58-2

Сборник подготовлен в связи с 80-летием создания Института Металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук. В статьях содержатся материалы по основным направлениям научной деятельности в области металлургии черных, цветных и редкоземельных металлов, материаловедения металлических, керамических, нанокристаллических, композиционных материалов, развития методов исследования состава, структуры и свойств материалов.

Материалы сборника могут представлять интерес для ученых и сотрудников научно-исследовательских и учебных институтов и университетов, промышленных предприятий, работающих в области металлургии черных, цветных и редких металлов, материаловедения неорганических материалов и методов исследования.

*Редакционная коллегия*

Академик К.А. Солнцев (ответственный редактор), академик О.А. Банных (зам. Ответственного редактора), академик В.М. Бузник, академик В.М. Иевлев, академик Ю.В. Цветков, чл.-корр. РАН М.И. Алымов, чл.-корр. РАН С.М. Баринов, чл.-корр. РАН Г.С. Бурханов, чл.-корр. РАН Григорович К.В., чл.-корр. РАН А.Г. Колмаков, чл.-корр. РАН В.С. Комлев, д.ф.-м.н. С.В. Симаков, к.т.н. О.Н. Фомина (ответственный секретарь)

ISBN 978-5-902063-58-2

© ИМЕТ РАН, 2018

## Аустенитная высокопрочная азотосодержащая литейная сталь: структура, литейные, механические и эксплуатационные свойства, свариваемость

*М.В. Костина, С.О. Мурадян, Е.В. Блинов, В.С. Костина,  
Л.Г. Ригина*

DOI: 10.30791/978-5-902063-58-2-570-593

### **Введение.**

Проблема и постановка задач.

Современным российским машиностроением, в том числе – арматуростроением, крайне востребованы экономно легированные никелем коррозионно-стойкие материалы взамен сталей 18Cr-10Ni (марки типа 12X18H10T), 17Cr – 13-15Ni- 2-3Mo (марки 10X17H13M2T и 08X17H15M3T), обладающие значительно более высокой статической и циклической прочностью при сопоставимой или более высокой коррозионной стойкости, обеспечивающие более высокую долговечность изделий. Одним из путей решения проблемы получения материала с указанным комплексом свойств является использование сталей, легированных азотом [1-3].

В 2000-е гг. была разработана деформируемая сталь аустенитного класса 05X22AG15H8M2Ф с ~0,5 масс. %N [4]. Горячекованные и горячекатаные заготовки, листовой прокат из этой стали обладают уровнем прочности, превосходящим, в зависимости от вида обработки (термическая, термомеханическая), уровень прочности традиционных нержавеющей сталей в 2 - 5 раз. Такие характеристики прочности эта сталь сочетает с высокой пластичностью, ударной вязкостью, коррозионной и износостойкостью [4-9]. Это привлекло внимание к данному материалу конструкторов ФГУП ЦНИИТС (в н.в. ОАО «ЦТСС»), увидевших возможность изготовления из данной стали элементов судовой арматуры, причем изготавливаемых не только из горячедеформированного металла, но и из литых заготовок сложной формы для судовой запорной и запорно-регулирующей арматуры, способных конкурировать по коррозионной стойкости с бронзами, по прочности – с титановыми сплавами, выдерживать более высокие нагрузки, чем традиционные литейные стали аустенитного класса (не легированные азотом и имеющие предел текучести не выше ~200 МПа [10]). Анализ литературных данных, касающихся легирования азотом литейных сталей аустенитного класса показал [11], что зарубежными стандартами предусмотрено производство по крайней мере пяти марок сталей аустенитного класса с содержанием азота 0,1-

0,4%. Это Cr-Mn-Ni, Cr-Mn-Ni-Mo, Cr-Ni-Mo стали с высоким содержанием никеля (от 9 до 25%), в структуре которых допускается до 20% феррита, с величиной эквивалента питтингостойкости ЭСП= $\%Cr+3.3\cdot\%Mo+16\cdot\%N$  до 30-34. Они способны обеспечить предел текучести  $\sigma_{0,2} \leq 290$  МПа. Дополнительное повышение прочности этих сталей обеспечивается повышением доли феррита в структуре стали. В нашей стране были известны [12] Cr-Ni-Mn литейные марки аустенитного класса 0X20H4AГ10 (НН-3) и 0X18Г11Н4АФ (НН-3Ф), характеризующиеся более низкой величиной эквивалента питтингостойкости ЭСП  $\approx 26$ , но, благодаря более высокой концентрации азота (0,4-0,55%) способные обеспечить предел текучести от 345 МПа. Однако в стандарт РФ [10] на литейные стали, равно как и в известные отраслевые стандарты, данные марки сталей не включены.

В середине 2000-х были проведены первые эксперименты по оценке литейных свойств стали 05X22AГ15H8M2Ф, с использованием слитков, полученных при разливке в тигли расплавленного металла деформированных заготовок. Была показана возможность получения хороших механических свойств литого металла [9].

В ИМЕТ РАН были поставлены задачи: 1) по разработке физико-химических основ создания коррозионностойкой аустенитной литейной стали, упрочненной за счет легирования азотом; 2) по изучению технологических, механических и коррозионных свойств; 3) по исследованию свойств сварных соединений такой стали.

Ниже изложены результаты указанных работ. Работы выполняли при поддержке: гранта РФФИ 08-03-00950-а (2008-2010), государственного контракта №П772 (2009-2010), договоров с ФГУП ЦНИИТС (в н.в. ОАО «ЦТСС») (2008-2011), в 2012-2017 гг. за счет госбюджетного финансирования.

Подходы к выбору состава литейной стали.

При выборе пределов легирования [13, 14] для 1260 вариантов композиций в системе Fe-Cr-Ni-Mn-N-Mo-ЛЭ осуществляли термодинамические расчёты предельной растворимости азота [N] в жидкой фазе в стандартных условиях с использованием параметров взаимодействия Фойхтингера. Варьировали содержание основных легирующих элементов. Расчеты осуществляли с использованием формулы [14]:

$$\lg [N] = -560/T - 1,06 - 2600/T - [0,39 \cdot \{-0,048 ([Cr]+0,5[Mn]-2,45[C] -0,9[Si] -0,23[Ni]+0,27[Mo]+2,04[V]-0,12[Cu]-0,15[S]-[P] +0,41[W]) + 3,5 \cdot 10^{-4} ([Cr]+0,5[Mn]-2,45[C]-0,9[Si] -0,23[Ni]+ +0,27[Mo]+2,04[V]-0,12[Cu]-0,15[S]-[P] + 0,41[W])^2 + (700/T-0,37)].$$

После расчетов композиционно-устойчивого содержания азота (которое можно ввести в состав стали без получения дефектного слитка)  $[N]_K$ ,  $= [N] \cdot K_y$  (где  $K_y = 0,78$  для Cr-Ni сталей) были выбраны пределы легирования с использованием критериев обеспечения:

- Высокой прочности за счет получения максимальных  $[N]_K$ .
- Фазового состава стали, максимально близкого к полностью аустенитному.
- Высокой коррозионной стойкости. В том числе:
  - для стойкости к межкристаллитной коррозии следует избегать составов с повышенной концентрацией углерода, в которых возможно образование карбидов хрома типа  $Cr_{23}C_6$ .
  - для стойкости к питтинговой коррозии желательны максимальные значения ЭСП ( $\geq 31$ ), и, соответственно высокие концентрации Cr, Mo, N.

Эксперимент. Фазовый состав оценивали по модифицированной диаграмме Шеффлера с величинами эквивалентов:  $Cr_{\text{экв}} = Cr + 1,5Mo + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb$ ;  $Ni_{\text{экв}} = Ni + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C$ , где  $\%N = [N]_K$ . Его сопоставляли с:

- экспериментально полученным в исходном литом состоянии фазовым составом модельных плавов составов №№ 1-3 (таблица 1);
- расчетным (ThermoCalc,  $P = 1$  атм,  $t = 600 \dots 1200^\circ C$ ) фазовым составом для термодинамически равновесного фазового состояния стали составов 1-3 и вариантов 4-7, (таблица 1). Композиции 4-7 имеют предельные для заданного марочного состава значения элементов аустенито- и ферритообразователей.

Стали выплавляли в открытой индукционной печи методом сплавления чистых шихтовых компонентов. Азот вводили в металл с помощью азотированного феррохрома. Заливку проводили в формы из холодно-твердеющей смеси (ХТС). Сталь пл.1 (копия деформируемого прототипа) имела вид многоступенчатой отливки сечениями толщиной от 1 до 50 мм (рис.1, а). Стали составов №№2 и 3 заливали в прямоугольные формы.

Использованные методы оптической, просвечивающей (ПЭМ) и сканирующей электронной микроскопии, ферритометрии, рентгеноструктурного (в т.ч. – селективного) анализа и микрорентгеноспектрального анализа (МРСА). Определения механических свойств, коррозионной- и износостойкости подробно описаны в работах [15-21]. Испытания на межкристаллитную коррозию (МКК) проводили по ГОСТ 6032-2003 методом АМУ. Испытания на стойкость к питтинговой коррозии (ПК)

проводили, оценивая потерю массы в 10% растворе  $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ , по ГОСТ 9.912-89 и ГОСТ 9.908-85.

Таблица 1.

Химический состав экспериментальных литых азотистых сталей и использованных для расчетов (Thermo Calc)

Пл.	Химический состав, % масс											
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	S	P	N	B	Nb
Экспериментальные плавки												
1	0,04	14,4	0,24	22	7,6	1,12	0,22	0,01	0,011	0,47	0,004	-
2*	0,02	15,5	0,23	20,3	7,1	0,9	0,17	0,008	0,01	0,47	-	0,12
3	0,03	14,8	0,2	20	7,8	0,83	0,2	0,008	0,01	0,62	-	0,01
Расчетные составы с предельными значениями элементов аустенито-и ферритообразователей												
4	0,01	14	0,1	19	7	0,5	0,1	0,01	0,01	0,45	-	0,1
5	0,06	16	0,5	21	9	1,5	0,3	0,01	0,01	0,67	-	0,2
6	0,06	16	0,1	19	9	0,5	0,1	0,01	0,01	0,67	-	0,1
7	0,01	14	0,5	21	7	1,5	0,3	0,01	0,01	0,45	-	0,2

\* Литую сталь отмеченного состава в дальнейшем сваривали лазерной сваркой.

Характеристики высокоазотистой стали как литейного материала. Качество отливок.

Сталь 05X22AG15N8M2ФЛ имеет интервал кристаллизации  $\Delta t_{\text{кр}} \approx 50^\circ\text{C}$ , характеризуется температурами ликвидус  $t_L = 1385^\circ\text{C}$  и солидус  $t_S = 1330 \div 1340^\circ\text{C}$  ( $t_S$  - температура нулевой жидкотекучести) [22]. На основе измерений температуры металла в процессе его кристаллизации и охлаждения в форме из ХТС был определен коэффициент затвердевания –  $K \approx 7,5 \text{ мм/мин}^{1/2}$ , рассчитано время затвердевания металла в сечениях литейной формы разной толщины, построена графическая зависимость, позволяющая при разработке технологии литья оценивать время затвердевания прибыльной части, стенок и узлов отливок. Продемонстрирована высокая жидкотекучесть стали, обусловленная наличием в её составе марганца и азота.

Отливки имели в прибыльной части концентрированную усадочную раковину; в них отсутствовали дефекты типа пор, раковин и трещин (рисунок 1, б). Все исследованные отливки с содержанием азота 0,47 и 0,62%N имели обычную для литья макроструктуру: корковая зона мелких кристаллов у поверхности отливки, далее располагалась зона вытянутых в направлении теплоотвода столбчатых кристаллов [15, 22].

Проведено систематическое экспериментальное и расчетное исследование механизма кристаллизации, химического, фазового состава,

морфологии, механических свойств литой микроструктуры полученных высокоазотистых отливок [16, 17, 23].

Химический и фазовый состав литого металла, его структура. Соотношение расчетного и экспериментально полученного фазового состава.

Кристаллизация стали 05X22AG15H8M2ФЛ с 0,47% N согласно данным ThermoCalc происходит через область высокотемпературного дельта-феррита (рис.2). При 600°C, согласно расчетным данным, в структуре этой стали должны присутствовать: аустенит, нитриды CrN, карбиды  $M_{23}C_6$  и  $\sigma$ -фаза. Исследования металла слитков стали 05X22AG15H8M2ФЛ показывают, что в основной фазе – азотистом аустенитном твердом растворе (рис. 2 и 3а, врезка 1) – присутствуют наноразмерные (4-6 нм) нитриды CrN и  $\sigma$ -фаза в количестве от ~6-17% до 1 об.% (рис. 3а, врезка 1). Интерметаллидная  $\sigma$ -фаза (типа FeCr, с тетрагональной кристаллической решеткой, содержащей 30 атомов в элементарной ячейке) в исследованной стали характеризуется параметрами элементарной ячейки  $a=8,52 \text{ \AA}$ ,  $c=4,43 \text{ \AA}$  и содержит ~28,5 %Cr, ~2,4 %Mo, ~12% Mn, ~ 3,5% Ni. В структуре изученной стали отсутствуют карбиды  $M_{23}C_6$ , встречаются немногочисленные (<0,5%) светлые зерна длиной 10-15 мкм, идентифицированные как  $\delta$ -феррит (рис.2а, врезка 2). Исследования структуры и фазового состава стали составов 1-3 показали, что соблюдение критерия  $1.17^* Cr_{\text{экв}} - Ni_{\text{экв}} \leq 11,16$  обеспечивает отсутствие в структуре слитков  $\delta$ -феррита. Выполнение условия  $[C]/[N] \leq 0,15$  позволяет избежать образования карбидов  $M_{23}C_6$ . Количество  $\sigma$ -фазы зависит от соотношения элементов - стабилизаторов феррита и аустенита. Её появление в структуре литой стали с высокой концентраций хрома и молибдена ограничило стремление при выборе пределов легирования литейного варианта обеспечить более высокую коррозионную стойкость за счет повышения содержания этих легирующих элементов. Для исследованных плавов 1-3 наблюдали корреляцию между расчетной объемной долей  $\sigma$ -фазы, и долей этой фазы, определенной экспериментально:  $\% \sigma_{\text{эксперимент}} = \% \sigma_{\text{расчет}} - 20$  (см. табл.2 и рисунок 3).

Таблица 2.

Объемная доля $\sigma$ фазы (%) в стали плавов 1-3			
Расчет/Эксперимент	Пл.1	Пл.2	Пл.3
Расчет ( <i>Thermo Calc</i> , термодинамически равновесные условия)	32	29	21
Эксперимент (условия неравновесной кристаллизации в форме из ХТС)	12	9	1

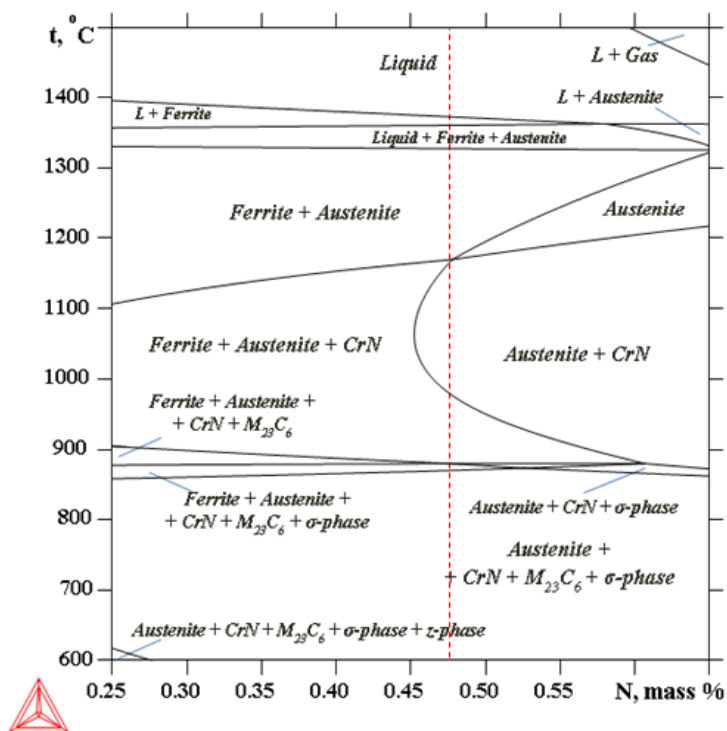


Рис.2. Расчетное сечение термодинамически равновесной фазовой диаграммы для стали 05X22AG15N8M2Ф при переменном содержании азота.

Механические свойства литой и термически обработанной литейной стали.

Статическая прочность. Испытания на растяжение и ударный изгиб при 20°C, твердость.

$\sigma$ -фаза описывается в работе [23] как жесткая и хрупкая. По данным проведенных в представленной работе измерений микротвердости, она обладает твердостью  $\approx 900$  Н<sub>ц</sub>, существенно более высокой, чем твердость аустенитной матрицы  $\approx 400$  Н<sub>ц</sub>. Наличие в аустените литой стали  $\sigma$ -фазы снижает вязкость и пластичность металла отливок (таблица 3): протяженные включения жесткой и твердой  $\sigma$ -фазы способствуют зарождению трещин на межфазной границе сигма-фаза / аустенит и быстрому их распространению при ударном нагружении стали.



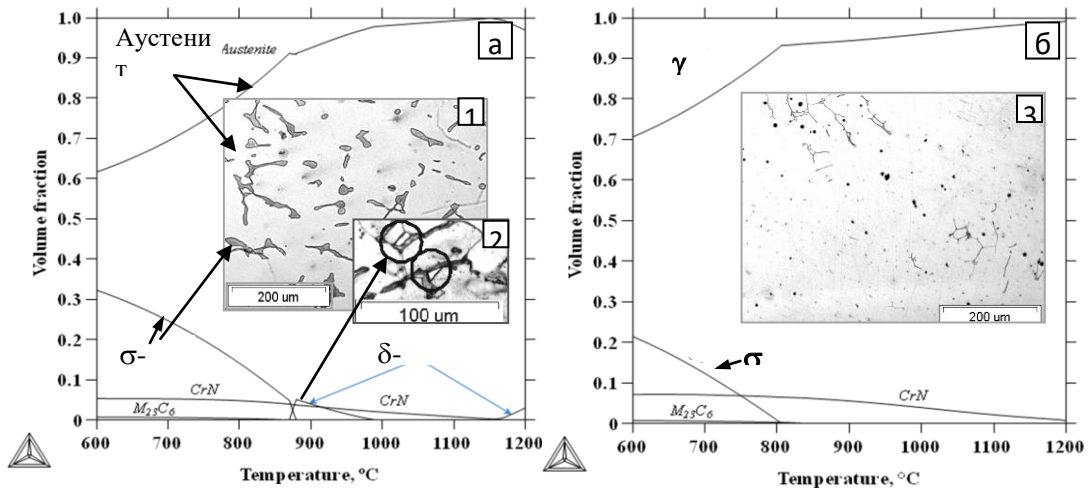


Рис.3. Расчетная доля фаз, возможных при 600-1200°C в условиях термодинамического равновесия и фазы, экспериментально наблюдаемые в металле слитков методом оптической микроскопии (врезки 1-3 микроструктур):

а – пл. 1, сталь с повышенным % Cr, Mo, пониженным содержанием Mn; N=0,47%.

б – пл. 3, сталь с пониженным % Cr, Mo, повышенным содержанием азота (N=0,62%).

Известно, что азот снижает склонность аустенитных сталей к образованию  $\sigma$ -фазы. В работе была установлена степень влияния азота на подавление образования  $\sigma$ -фазы в структуре исследованных литых сталей и повышение их характеристик вязкости и пластичности. Увеличение содержания азота в стали на 0,15%, с 0,47 до 0,62 % снижает содержание  $\sigma$ -фазы в стали ~ в 10 раз, с 10-12 до ~1%, приводя к повышению ударной вязкости литой стали – в 5-7 раз, пластичности стали более чем в 10 раз; соответственно, реализуется более высокий (на 230 МПа) уровень предела прочности стали в литом состоянии.

Проведение термической обработки (отжиг при 1100-1200°C с последующим охлаждением в воде) позволяет гомогенизировать литую структуру, реализовать присущую азотистому аустениту высокую прочность, пластичность и вязкость (таблица 3). Стали-вариации на основе стали-прототипа (пл. 1) имеют более высокий предел текучести, чем сталь-прототип. Сталь пл.3 с повышенной концентрацией азота имеет и более высокий предел прочности. Ниже вопрос влияния термической обработки на структуру и фазовый состав стали обсуждается отдельно.

Таблица 3.

Механические свойства литого металла в отсутствие термообработки (I) и после термической обработки (II).

№ пл	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCU, МДж/м <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCU, МДж/м <sup>2</sup>
	I					II <sup>1</sup>				
1	394	449	2,7	1	0,11	399 ±28	691 ±44	44 ±7	53 ±12	2,38 ±0,3 <sup>2</sup>
2	388	471	5	10	0,15	432 ±32	678 ±32	34 ±8	52 ±12	2,10 ±0,4
3	380	681	34	30	0,55	432 ±31	707 ±30	40 ±5	48 ±4	2,10 ±0,3

<sup>1</sup> Указаны средние значения, по данным от 11 до 42 испытаний для каждой плавки.

<sup>2</sup> По данным 13 испытаний. На образцах с острым надрезом (8 испытаний) получено среднее значение KCV=2,27± 0,25, МДж/м<sup>2</sup>.

Твердость. Исследования твердости стали пл.1 по Бринеллю после закалки от 1200°С (1 ч, вода) показали, что благодаря твердорастворному упрочнению азотом исследованная литейная сталь тверже традиционных аустенитных литейных сталей:  $HB_{cp}=204$  (180÷213), тогда как для сталей 12X18N9ТЛ и 12X18N12МЗТЛ  $HB_{cp} = 156$  (129÷183).

Чувствительность к надрезу и хладостойкость. Теплостойкость.

Термически обработанная литая сталь практически не проявляет чувствительности к острому надрезу (см. таблицу 3), разница в значениях между KCU (2,38 ±0,3) и KCV 2,27± 0,25 МДж/м<sup>2</sup> не превышает разброса значений, характерного для литой структуры.

Для учета различных температурных условий эксплуатации литых изделий, от низких климатических температур до температур перегретого пара, в перечень испытаний стали были включены испытания на ударный изгиб и растяжение при температурах -40 и -70°С, а также испытания на растяжение при температурах от -70 до 350°С (см. таблицу 4).

Из данных в таблице 4 видно, что литейная сталь не подвержена хладноломкости и при охлаждении до -70°С. Большую роль в этом играет повышенная прочность упрочненного азотом аустенита, обеспечивающего предел текучести 400-430 МПа, вдвое более высокий, чем у традиционных аустенитных литейных сталей. *«Оптимальными, с точки зрения максимальной хладостойкости и трещиностойкости являются литейные стали, имеющие предел текучести 300-800 МПа. Литейные стали с пределом текучести <300 МПа не могут быть использованы в качестве хладостойких в связи с низкими характеристиками прочности»* [24].

Таблица 4.

Механические свойства при  $-70 \div 350^\circ\text{C}$  стали 05X22AG15H8M2ФЛ (пл.1,  $1200^\circ\text{C}$ , 1 ч, вода) и стали 12X18H12M3ТЛ

Сталь	Свойства	Температура испытания, $^\circ\text{C}$						
		-70	-40	20	100	200	300	350
05X22AG15H8M2ФЛ	$\sigma_{0,2}$ , МПа	558	506	427	-	229	214	211
	$\sigma_B$ , МПа	841	851	739	-	575	547	542
	$\delta/\psi$ , %	24/25	47/50	36/53	-	55/57	45/39	47/52
	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>	2,31	2,46	2,59	-	-	-	-
12X18H12M3ТЛ	$\sigma_{0,2}$ , МПа			220	170	160	150	140
	$\sigma_B$ , МПа			450	450	400	360	340
	$\delta/\psi$ , %			25/30	27	23	18	16

Известно, что при температурах тепловых выдержек до  $\sim 550^\circ\text{C}$  деформируемая сталь сталь-прототип 05X22AG15H8M2Ф с 0,5% азота не проявляет признаков старения. Данные таблицы 3 и рисунка 4 свидетельствуют, что литейная сталь 05X22AG15H8M2ФЛ с 0,47%N может использоваться как теплостойкий материал по крайней мере до  $350^\circ\text{C}$ . Примечательно, что новая литейная сталь превосходит по характеристикам прочности и по пластичности не только обычные литейные стали, но и деформируемые, с существенно более мелким размером зерна.

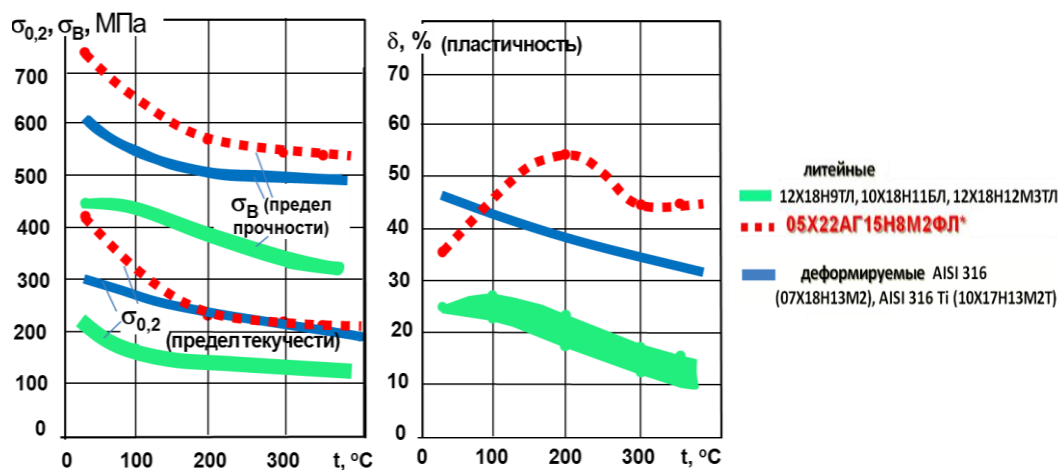


Рис.4. Прочность и пластичность стали 05X22AG15H8M2ФЛ при температурах до  $350^\circ\text{C}$  в сравнении со свойствами традиционных безазотистых аустенитных сталей-аналогов.

Усталостная прочность

Изучена циклическая прочность в диапазоне напряжений от 225 до 600 МПа литой, термически обработанной коррозионностойкой стали 05X21АГ15Н8МФЛ в условиях повторного растяжения, на базе  $10^7$  циклов нагружения (рис. 5) [25]. В условиях малоциклового усталости (до  $\sim N=6 \cdot 10^4$  циклов) литая термообработанная сталь 05X21АГ15Н8МФЛ не уступает *горячедеформированному* прототипу [25], а до  $\sim N=5 \cdot 10^5$  циклов превосходит классические аустенитные деформируемые стали SUS 304N и SUS 304. При напряжении 225 МПа сталь способна выдержать около  $10^7$  циклов нагружения по вышеуказанной схеме. Наличие у литой стали такой плавной кривой усталости свидетельствует об отсутствии в её структуре крупных дефектов, а также о том, что в ней не происходит образование мартенсита деформации под воздействием приложенных напряжений. Его отсутствие в структуре образца, испытанного при максимальном напряжении 600 МПа, было подтверждено при исследовании микроструктуры рабочей части образцов вблизи зоны разрушения

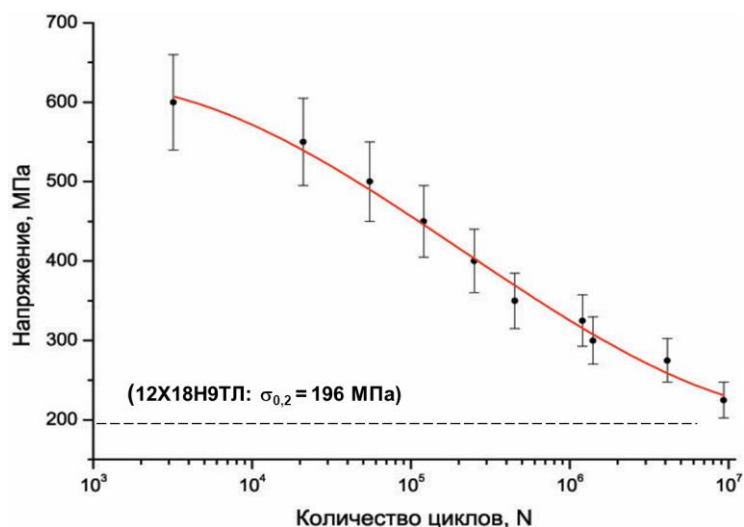


Рис.5. Кривая усталости плоских литых образцов литой термически обработанной стали 05X21АГ15Н8МФЛ

Влияние термической обработки на структурно-фазовое состояние литейной стали.

Приведенные выше данные демонстрируют положительное влияние термической обработки на механические свойства изученных литейных сталей. Проведенный комплекс исследований показал [17, 18], что при высокотемпературных гомогенизирующих отжигах при 1100-1200 °С в литой стали 05X22АГ15Н8М2ФЛ, содержащей непосредственно после

затвердевания кристаллы  $\sigma$ -фазы, происходят процессы фазовых превращений.

1. На первом этапе, в соответствии с расчетной фазовой диаграммой (рис.2), при нагреве в области температур  $\sim 870-880^\circ\text{C}$   $\sigma$ -фаза с тетрагональной кристаллической решеткой превращается в  $\delta$ - феррит с ОЦК кристаллической решеткой. (На практике после нагрева при  $1100^\circ\text{C}$  в течение 1 ч в металле могут оставаться отдельные частицы  $\sigma$ -фазы размером не более 1-4 мкм). Экспериментальные данные этой работы и литературные данные [26-29] свидетельствуют о быстром протекании этого обратимого превращения  $\sigma \rightarrow \delta$ . Возможный механизм этого превращения был рассмотрен в работе [30]. Образовавшийся феррит близок по форме, размерам и химическому составу к  $\sigma$ -фазе, но содержит меньше хрома (на 2-4 %) и молибдена (от 0,3 до 1%) и больше никеля (на 2-3%).

2. На втором этапе, в результате диффузии хрома, аустенит на межфазной границе « $\gamma/\delta$ » обогащается хромом до концентрации, при которой аустенит становится неравновесным и превращается в феррит. Происходит продвижение фронта феррита вглубь зерен аустенита. При длительном гомогенизирующем отжиге в результате диффузионного перераспределения хрома его концентрация в феррите снижается, происходит растворение феррита в аустените. Полнота превращения  $\delta \rightarrow \gamma$  тем больше, чем выше температура и больше длительность гомогенизирующего отжига.

Механизм упрочнения.

Основные механизмы упрочнения аустенитных сталей хорошо известны: твердорастворное упрочнение (прежде всего - элементами внедрения); дисперсионное твердение; измельчение зеренной структуры при деформации обратимых фазовых превращениях; деформационный наклеп. Азот, являясь элементом внедрения в аустените, увеличивает параметр его кристаллической решетки, обеспечивая тем самым твердорастворное упрочнение аустенита. Для Fe-Cr-N сплавов с 14-21% Cr, легированных азотом в количестве до 1,3% была получена [31] зависимость этого параметра от концентрации азота (масс.%):  $a \text{ (\AA)} = 3,598 + 0,019 \cdot [\%N]$ . Легирование  $\sim 0,5\%$  азота стали 05X22AG15H8M2ФЛ позволяет обеспечить высокий уровень прочностных характеристик (в отсутствие охрупчивающей  $\sigma$ -фазы).

В 2000-х гг. на основе анализа механических свойств промышленно производимых деформируемых сталей с содержанием азота от 0,05 до 0,87% (316L, 904L, 304, J1, J201, 204Cu, J4, 1.4565, Cromanite, 23-15, 22-17), обработанных на твердый раствор, М. Шпейделем были получены

эмпирические зависимости характеристик прочности от концентрации азота:  
 $\sigma_B = R_m = 500 + 500 \cdot \sqrt{N}$ ;  $\sigma_{0,2} = Rp_{0,2} = 500 + 500 \cdot \sqrt{N}$ .

Стали изученной в [32] группы при концентрации азота ~0,5% и размере зерна 20-80 мкм, характерном для обработки на твердый раствор имели  $\sigma_{0,2} = 503 \pm 50$  МПа,  $\sigma_B = 853 \pm 20$  МПа. В исследованных нами литых сталях размер зерна  $\geq 1000$  мкм; для них практически не действует механизм упрочнения, связанный с торможением дислокаций на границах зерен при пластической деформации, описываемый законом Петча-Холла:  $\sigma_T = \sigma_0 + K \cdot d^{1/2}$  (где  $\sigma_T$  – предел текучести,  $d$  – размер зерна,  $\sigma_0$  – внутреннее напряжение, которое необходимо для скольжения дислокаций в монокристалле,  $K$  — индивидуальная для каждого материала константа). Прочностные характеристики литой стали 05X(21-22)АГ15Н8М(1-2)ФЛ с ~0,5% N (средние значения  $\sigma_{0,2} = 415$  МПа и  $\sigma_B = 685$  МПа) обеспечиваются азотистым аустенитом в отсутствие упрочнения, обеспечиваемого вкладом в упрочнение границ зерен как барьеров для движения дислокаций.

Несколько позже М. Шпейделем, с учетом данных из работ [33, 34], была предложена модель для деформируемых аустенитных азотосодержащих сталей [35], которая предлагает одновременно учитывать вклады в упрочнение элементов внедрения и вклад, связанный с размером зерна:

$$Rp_{0,2} = R_0 + k_y \cdot d^{1/2},$$

где  $R_0$  и  $k_y$  зависят от концентрации азота и температуры.  $R_0$  - напряжение, необходимое для преодоления сопротивления скольжению дислокаций, без вклада границ зерен; определяется величиной критического приведенного (касательного) напряжения сдвига в монокристалле упрочненного азотом аустенита ( $R_0 = 3.06 \text{ CRSS}$ ; CRSS - critical resolved shear stress).

В рамках этой модели, в первом приближении, можно рассматривать механическое поведение изученной литейной стали как системы ориентированных в направлении теплоотвода крупных высокоазотистых монокристаллов, разделенных малым числом большеугловых границ, вносящих минимальный вклад в упрочнение.

Согласно расчетной фазовой диаграмме, полученной для стали пл.1 с 0,47%N, при 1100°C нитриды растворяются в аустените на ~80%, при ~1150°C процесс их растворения завершается. Быстрое охлаждение от температур 1100 и 1200 °C должно фиксировать пересыщенное азотом состояние аустенитного твердого раствора. Однако многочисленные исследования методом ПЭМ тонкой структуры литого металла, описанные в [17, 18] показали, что в процессе быстрого охлаждения в воде аустенит

успевают претерпеть гомогенный, изоморфный распад с выделением наноразмерных частиц нитридов CrN ((Cr, V)N) (рис. 6) .

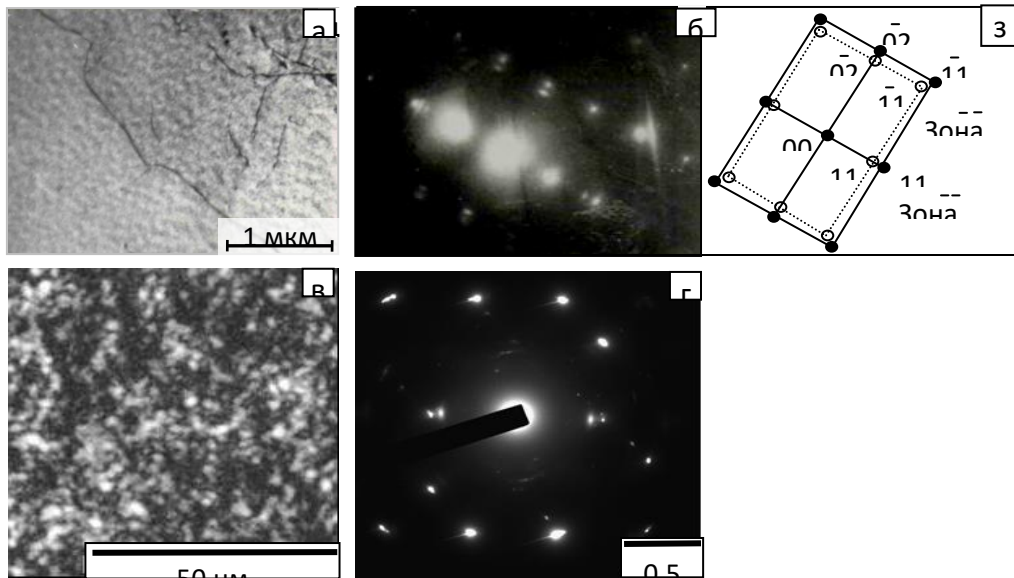


Рис.6. Тонкая структура аустенита стали 05X22AG15H8M2ФЛ после отжига (1100 °С, 1 ч), с охлаждением в воде: а – аустенит; б - микродифракция с участка «а» и схема её расшифровки  $[2\bar{1}\bar{1}]_{\gamma} // [2\bar{1}\bar{1}]_{CrN}$ ; в - наноразмерные частицы CrN при увеличении  $\times 800\,000$  (JEM 2100), г – микродифракция с участка на «в» с рефлексами аустенита и нитридов CrN.

Таким образом, упрочнение аустенита литой стали можно было бы объяснить механизмами твердорастворного упрочнения (1) и упрочнения за счет блокировки дислокаций наноразмерными частицами нитридов (2). Однако, ввиду их когерентности кристаллической решетке аустенита, действие второго механизма на данный момент требует уточнения.

**Износостойкость и коррозионная стойкость.**

**Износостойкость.** Износостойкость при абразивном изнашивании в условиях сухого трения скольжения сталей пл.1 (0,47% N) и 3 (0,62% N) сравнивали с таковой для стали Гадфильда (110Г13Л), остающейся эталоном износостойкости среди литейных сталей. Показано (см. таблицу 5), что она находится на одном уровне со сталью 110Г13Л.

Азотистый аустенит с низкой исходной твердостью не претерпевает мартенситного превращения при изнашивании, но он обладает относительно высокой способностью к фрикционному упрочнению вследствие низкой энергии дефектов упаковки; на контактной поверхности формируется вторичная структура с достаточно высокой микротвердостью. Относительная



износостойкость стали с 0,62%N немного выше, чем у стали с 0,47%N, по-видимому, за счет большего упрочнения поверхностного слоя аустенита.

Таблица 5.

Результаты испытаний на абразивное изнашивание термически обработанной литой стали с 0,47% N (пл.1) и с 0,62% N (пл.3) в сравнении со сталью 110Г13Л.

Сталь	Потеря массы, $\Delta M$ , г	Отн. износостойкость, $\epsilon$	Микротвердость поверхности после испытаний, $H_{50\text{изн}}$	контактной	Фазовый состав
Пл.1	5654	0,95	4135		~97% $\gamma$ + ~2% $\delta$
Пл.3	0,5204	1,04	4945		~100% $\gamma$
110Г13Л	0,5407	1,0	5200		100% $\gamma$

$\epsilon = \Delta MЭ / \Delta MО$ , где  $\epsilon$  – относительная износостойкость,  $\Delta MЭ$  – потеря массы ст. 110Г13Л,  $\Delta MО$  – потеря массы испытуемого образца.

Коррозионная стойкость. Проводили исследования стойкости к МКК и ПК стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ с 0,47% N [19, 20].

МКК. Экспериментально подтвержденное отсутствие включений нитридов и карбидов по границам зерен в структуре литой стали и стали после термообработки должно было гарантировать сталь от МКК. При осмотре испытанных на МКК образцов после их загиба на угол 90° в литом, наиболее неоднородном структурном состоянии, трещины отсутствовали. Сталь в состоянии после отжига при 1200°С тем более не проявляла признаков МКК.

Варьирование длительности ПК при 25°С.

При испытаниях на питтинговую коррозию (ПК) сравнивали литые образцы после термообработок: (1) обработка на твердый раствор (1200°С, 1 ч, вода) (2) то же + старение при 700°С, 100 ч, провоцирующее выделение избыточных фаз. Увеличение длительности выдержки от одного до 10 ч не выявило влияния старения на питтингостойкость литой стали, термически обработанной на твердый раствор (таблица 6). Внешний вид обработанных на твердый раствор и состаренных образцов стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ после испытаний одинаков, низкая степень поражения свидетельствует о стойкости литой стали к ПК при данных условиях испытаний.

Согласно шкалам стандарта ASTM DIN 610 стойкость к ПК оценивают по 10-бальной шкале, соотносенной со степенью поражения поверхности питтингами, СПП, в % поврежденной площади образца). В результате проведенных испытаний для литой стали построена зависимость СПП от температуры испытаний и выявлена критическая температура



питтингообразования: КТП = 42°C (рисунок 7) (По ГОСТ 9.912-89 и ГОСТ 9.908-85 КТП оценивается за 5 ч в 10% р-ре FeCl<sub>3</sub>)

Таблица 6.

Стойкость к ПК при 25 °С в течение 1-10 ч после обработки на твердый раствор (1) и обработки на твердый раствор и старения (2).

ГО	Длительность выдержки в растворе, час			
	1	2	5	10
1	Очагов ПК обнаружено	неОчагов ПК практически нет	Очагов ПК практически нет. Микроучастки растрыва поверхности	Единичные неравномерно распределенные очаги ПК

Варьирование температуры ПК.

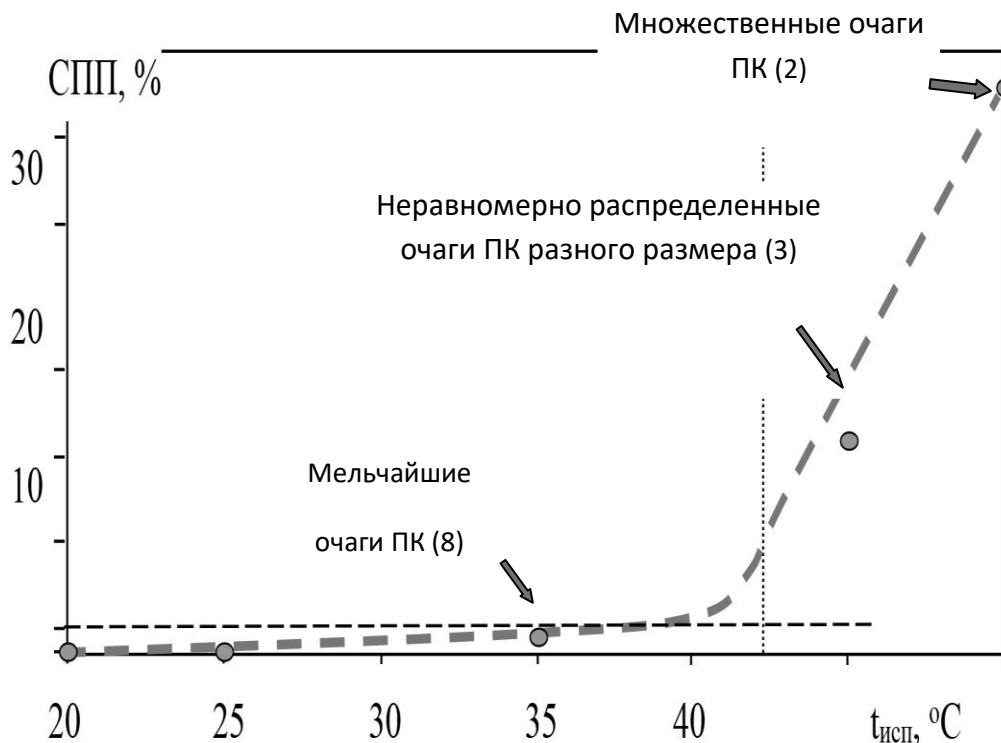


Рис.7. Влияние температуры испытаний образцов стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ с 0,47% N на СПП по ГОСТам РФ 6 (в скобках указана стойкость в баллах по шкале ASTM DIN 610)

Проведение перед испытаниями старения при 700°C не влияло на коррозионное поведение и вид поверхности образцов при всех указанных температурах испытаний. Полученная КТП сопоставлена с известными

данными о стойкости к ПК распространенных марок коррозионностойких сталей (таблица 7); видно, что сталь по КТП превосходит стали типа 316 и находится на уровне высоконикелевой стали 904L.

Таблица 7

Стойкость стали 05X22AG15H8M2ФЛ и ряда зарубежных марок сталей к ПК, оцененная по ГОСТам РФ<sup>1</sup> и ASTM G-48A<sup>2</sup>, в сопоставлении с величиной ЭСП.

Марка AISI (США)	Описание	Аналог РФ	% Cr	% Mo	% N	ЭСП <sup>1</sup>	КТП(°С)
316 Ti	08X17H13M2T	Есть	16.5	2.1	0.05	24.2	15 <sup>6</sup>
317 L	0Cr19Ni13Mo3	Нет	18.5	3.1	0.06	29.7	18,9 <sup>6</sup>
904L	06XH28MДТ	Есть	20.5	4.5	0.05	36.2	40 <sup>6</sup>
05X22AG15H8M2ФЛ			22	1,5	0,5	33	42 <sup>5</sup>

<sup>1</sup> По ГОСТ 9.912-89 и ГОСТ 9.908-85 КТП оценивается за 5 ч в 10% р-ре FeCl<sub>3</sub>.

<sup>2</sup> по ASTM G-48A КТП оценивается за 72 часа в р-ре 6% FeCl<sub>3</sub>.

#### Свойства сварных соединений.

Свойства соединений деформируемого прототипа. Сварка является одним из наиболее часто используемых методов для соединения азотосодержащих аустенитных нержавеющей сталей. Механические свойства сварных соединений (СС) *деформируемых* сталей 05X22AG15H8M2Ф и 05X22AG16H8M с 0,5%N, полученных с помощью ручной аргоно-дуговой и дуговой сваркой под флюсом с применением проволоки диаметром 3 мм, химический состав которой соответствовал основному металлу, описаны в работе [36]. Было показано, что в металле сварного шва (СШ) поры отсутствуют и по сравнению с основным металлом в нем пониженное содержание азота, хрома и марганца. По уровню прочности и ударной вязкости СС горячекованных и горячекатаных деформированных образцов

сталей 05X22АГ16Н8М и 05X22АГ15Н8М2Ф превосходят в 1,6-1,8 раза применяющиеся стали 07X13Г20АН4 и 03X20Н16АГ6. У СС стали 05X22АГ16Н8М были достигнуты свойства:  $\sigma_{0,2} = 635 \pm 35$  МПа,  $\sigma_B = 885 \pm 40$  МПа,  $\delta = 24 \pm 2\%$ ,  $\psi = 40 \pm 1\%$ ,  $KCU = 1,6 \pm 0,3$  МДж/м<sup>2</sup>. Под действием термического цикла сварки металл сварного шва (СШ) и зоны термического влияния (ЗТВ) претерпевает фазовые и структурные превращения [37], что ведет к снижению ударной вязкости СС по сравнению с основным металлом (ОМ). Отжиг с последующим быстрым охлаждением (закалкой) СС после сварки приводил к растворению частиц избыточных фаз в СШ и околосшовной зоне, повышению химической однородности металла СС, рекристаллизации металла СШ, что повышало уровень ударной вязкости и пластичность СС в целом [36].

Механические свойства СС литейной стали, разработанной на основе стали 05X22АГ15Н8М2Ф ранее исследованы не были. Также не был ранее опробован способ лазерной сварки данной стали в сечениях до 5 мм. Преимущества данного способа – получение большой глубины проплавления при малой ширине СШ, позволяющее уменьшить ЗТВ, сварочные деформации и существенно повысить сопротивляемость образованию горячих трещин [38, 39].

Для лазерной сварки на оборудовании и по режимам НТО «ИРЭ-Полус» [40] использовали карточки и полосы толщиной до 5 мм из литой стали плавки №2 после гомогенизирующей термообработки; материалом сравнения были карточки из горячекатаной стали 05X22АГ15Н8М2Ф [41]. Сваркой встык (с зазором < 25 мкм, без разделки кромок и без сварочных присадок) были получены бездефектные СС.

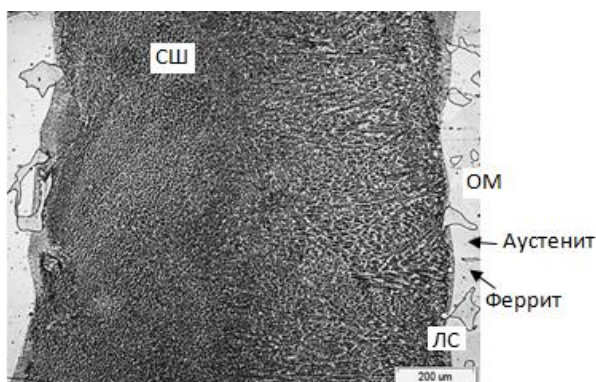

**а**

**б**

Рис.8. Полученные лазерной сваркой СС: а – общий вид; б - зоны ОМ, СШ и линии

Ширина сварного шва (СШ) и глубина проплавления обратно пропорциональны скорости сварки. Соответственно, в зависимости от параметров сварки ширина полученных в данной работе СШ варьировалась от 350 до 1200 мкм (рис. 8, а). Сварные соединения изученных сталей характеризуются наличием в центральной части СШ вертикальной линии стыковки дендритов размером от ~5 до  $150 \pm 30$  мкм каждой из двух половин СС (рис. 8, б).

По данным МРСА содержание основных металлических легирующих элементов в ОМ и СШ соответствует марочному составу стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ, однако, в СШ наблюдается незначительное снижение концентрации Mn (в среднем 14,5% против 15,3% в ОМ). По данным газового фракционного анализа концентрация азота в ОМ составляет  $0,47 \pm 0,01\%$ , а в СШ 0,39%. Снижение концентрации азота в СШ на 0,08% больше, чем это может быть обусловлено снижением концентрации марганца в металле СШ [41].

Таблица 9.

Средние значения механических свойств при растяжении образцов СС и ОМ (не сварных образцов литой стали) при 20°C.

Образцы	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	Примечание
СС горячекатаной стали (плоские образцы, без обработки кромок)	375±24,63	914±15,8	31±2,17	18±4,3	ЛС и ЗТВ*
	336±37,5	920±31	36±6	17±1,5	СШ*
СС литой стали (плоские образцы, без обработки кромок)	308±16,3	657±42,5	51±3,1	45±9,7	ОМ*
	268±13,1	625±67,2	39±12,7	35±8,9	ЛС*
Литая сталь (плоские не сварные образцы)	355±1	650±4,5	49±0,5	33±1	С обработкой кромок
	321±12,5	648±1,5	47±1	45±4	Без обработки кромок

\* Зона образца, где произошло разрушение.

Исследования напряженного состояния полученных в работе СС показали [21], что после лазерной сварки происходит увеличение внутренних напряжений (от исходных значений в ОМ) на 8%, что объясняется особенностями формирования структуры при кристаллизации в условиях лазерной сварки. По данным [40] увеличение скорости сварки может эффективно уменьшить концентрацию термических остаточных напряжений.

Были проведены испытания на растяжение плоских образцов со сварными швами в центре рабочей части (см. табл. 9).

Разрушение образцов СС литой стали происходило в ОМ и по ЛС, горячедеформированной – в менее прочном металле СШ, ЛС и ЗТВ. Сопоставление свойств изученных СС горячедеформированной и литой стали показало, что уровень их предела прочности определяется прочностью основного металла, предел текучести обусловлен структурой и свойствами литого металла. Показателем близкого уровня прочности ОМ и СШ служат данные измерений микротвердости: в ОМ  $HV=312\pm 4$ , в СШ  $HV=318\pm 3$ . Образцы литой стали, разрушенные в зоне ОМ, закономерно имели уровень прочности такой же, как у образцов литого не сварного металла (~650 МПа).

Исследование изломов СС с использованием РЭМ показало, что разрушение имеет вязкий, ямочный характер. Трещины зарождались на острой кромке образцов и распространились вглубь, с образованием вязкой зоны долома в центре образца. (В определенной мере проведенные испытания имитировали наличие острых кромок у сварных изделий и давали представление о минимальном уровне их механических свойств). В изломах наблюдали и внутризеренные, и межзеренные разрушения. Исследования образцов, разрушенных по СШ, подтвердили, что трещины и газовые поры в СШ проката отсутствуют.

### **Общие выводы**

С целью повышения уровня свойств применяющихся в н.в. литейных азотсодержащих сталей аустенитного класса (прежде всего – предела текучести, более высокого, чем 200-290 МПа, у российских и зарубежных сталей, соответственно), впервые проведены расчеты растворимости азота, моделирование фазового состава высококоррозионностойких Cr-Ni-Mn-Mo-N аустенитных сталей с ~0,5% азота, проведено комплексное исследование структуры, фазового состава, физико-механических и эксплуатационных свойств литого и термически обработанного металла стали 05X(21-22)АГ15Н8М(1-2)ФЛ с 0,47-0,62% азота.

Изучены механизм кристаллизации, литейно-технологические параметры стали. Показано, что указанная сталь с ~0,5% N является высокотехнологичным литейным материалом и может использоваться для изготовления ответственных литых деталей высокого качества любой сложной конфигурации.

Изучен механизм фазовых превращений, происходящих при термической обработке литого металла, влияние вариаций основных легирующих элементов и термообработки на подавление образования сигма-

фазы. Продемонстрирована возможность получения литой аустенитной структуры без сигма-фазы, с количеством остаточного феррита не более 1%.

Предложен химический состав новой литейной стали 05X21AG15H8MФЛ [42] и режимы её термообработки, обеспечивающие уровень свойств:  $\sigma_{0,2} = 400-430$  МПа;  $\sigma_B = 670-700$  МПа;  $\delta=34-40\%$ ,  $\psi = 50-52\%$ ,  $KCU = 2,0-2,4$  МДж/м<sup>2</sup>. Сталь нечувствительна к надрезам, превосходит применяющиеся в РФ литейные аустенитные стали по пределу текучести в  $\sim 2$  раза, по ударной вязкости в  $\sim 4,5$  раза, по твёрдости – на  $\sim 25\%$ .

Высокий уровень прочности литой стали объясняется твердорастворным упрочнением аустенита азотом и наличием в структуре стали наноразмерных частиц (Cr,V)N, которые, создавая микроискажения в кристаллической решетке аустенита, должны затруднять процесс перемещения дислокаций при пластической деформации.

Изучены эксплуатационные свойства новой литейной стали. Её аустенит не претерпевает мартенситного превращения при изнашивании, обеспечивая за счет фрикционного упрочнения износостойкость на уровне стали Гадфильда 110Г13Л. Сталь не склонна к МКК. Даже после старения 100 ч при 700°C сталь не склонна к ПК при испытаниях в 10% растворе FeCl<sub>3</sub> (35°C, 5 ч). Для изученной стали установлена критическая температура питтингообразования: КТП=42°C. Установлена, по данным испытаний на ударный и изгиб и растяжение, высокая работоспособность стали при температурах от -70 до +350. Показано, что при циклическом нагружении до  $\sim N=5 \cdot 10^5$  циклов сталь превосходит классические аустенитные деформируемые стали SUS 304N и SUS 304. При напряжении 225 МПа сталь способна выдержать около 10<sup>7</sup> циклов нагружения.

Показана возможность получения методом лазерной стыковой сварки, без сварочной присадки, бездефектных сварных соединений аустенитной литой стали 05X21AG15H8MФЛ с 0,47% азота, с получением сварных швов шириной от 350 до 1200  $\mu\text{m}$ , без газовых пор и микротрещин, не содержащих включений феррита и  $\sigma$ -фазы. По величине предела прочности полученные лазерной сваркой соединения литой стали можно считать равнопрочными основному металлу. Предел текучести изученных сварных соединений находится на уровне, присущем литому состоянию упрочненной азотом стали и превосходит на 40-50% предел текучести не сварного металла сталей типа 12X18H10ТЛ, не содержащих азота. Полученные СС обладают хорошей пластичностью и вязкостью.

## Литература

1. О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина. Высокоазотистые коррозионностойкие аустенитные стали для высоконагруженных изделий. Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова 60 лет: Сб. Научн. Тр./ Отв. ред. Н.П. Лякишев. - М.: Элиз, 1998, с. 192-201.
2. О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина. Конструкционные высокоазотистые коррозионно-стойкие аустенитные и мартенситные стали. Опувл.: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН – 70 лет. Сб. научных трудов под ред. Академика К.А. Солнцева // М.: Интерконтакт Наука, 2008, с. 122-135.
3. О. А. Банных, В. М. Блинов. Разработка высокоазотистых аустенитных и мартенситных коррозионно-стойких сталей для высоконагруженных изделий. Опувл.: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН – 75 лет. Сб. научных трудов под ред. Академика К.А. Солнцева // М.: Интерконтакт Наука, 2013, с. 204-209.
4. Высокопрочная и высоковязкая немагнитная свариваемая сталь. Патент РФ №2303648, приоритет от 21.11.2005 г. В.М. Блинов, О.А. Банных, А.А. Ильин, О.Г. Соколов, М.В. Костина, Е.В. Блинов, Л.Г. Ригина, Т.Н. Зверева.
5. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Калинин Г.Ю. Влияние режимов горячей прокатки и термической обработки на структуру, механические и технологические свойства аустенитной азотосодержащей стали 05X22AG15N8M2Ф-Ш М., Металлы, 2006, №4, с. 33-41.
6. Блинов Е.В., Костина М.В., Банных И.О. Об обрабатываемости резанием высокопрочной коррозионно-стойкой высоковязкой аустенитной стали 05X22AG15N8M2Ф // М., Металлы, 2008, №2, с. 25-32.
7. В.Ф. Терентьев, В.М. Блинов, М.В. Костина, Е.В. Блинов, И.О. Банных. Усталостная прочность новой аустенитной высокоазотистой стали 05X22AG15N8M2Ф. В сб. трудов Второй международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» DFMN2007, Москва, 8-11 октября 2007 г., с. 272-273.
8. Е.В. Блинов, В.Ф. Терентьев, Д.В. Просвирнин, В.М. Блинов, Н.В. Бакунова. Циклическая прочность аустенитной нержавеющей азотсодержащей стали 05X22AG15N8MФ-Ш в условиях повторного растяжения //М., Металлы, №1, 2012, с. 80-87.
9. Е.В. Блинов. Разработка высокопрочного коррозионно-стойкого высокоазотистого немагнитного сплава для высоконагруженных деталей. Дис. канд. техн. наук. ИМЕТ РАН, 2008.
10. ГОСТ 977-88. Отливки стальные. Общие технические условия.
11. М.В. Костина, О.А. Банных, С.О. Мурадян. Разработка новой литейной высококоррозионностойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть1. Анализ свойств известных коррозионностойких литейных сталей // М., Заготовительные производства в машиностроении, 2011, № 3, с. 31-38.
12. М.В. Приданцев, Н.П. Талов, Ф.Л. Левин. Высокопрочные аустенитные стали. - М.: Металлургия, 1969. - 248 с.



13. Костина М.В., Ригина Л.Г., Банных О.А., Блинов В.М., Мурадян С.О. Разработка новой литейной высококоррозионностойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 2. Исследование влияния легирования на композиционно-устойчивое содержание азота и фазовый состав после кристаллизации коррозионностойких сплавов Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb // М., Заготовительные производства в машиностроении, 2011, 2011, № 4, с. 30-38.
14. Rigina L.G., Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M., Zvereva T.N. Effect of alloying on the composition-stable nitrogen content and phase composition of corrosion-resistant Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb alloys after solidification. 9-th Int. konf. High Nitrogen Steels, Moscow, July 2009.
15. V.V. Nazaratina, M.V. Kostina, V.D. Gorbach, L.G. Rigina, E.V. Stetsukovskij, S.O. Muradjan. Study of the solidification kinetics and casting-technological of new high-nitrogen nonmagnetic Cr-Ni-Mn-Mo-N steel for casting production. / М., МИСиС, 10-th International Conference on High Nitrogen Steels, HNS-2009, 2009, с. 256-262.
16. М.В. Костина, О.А. Банных, В.М. Блинов, С.О. Мурадян, М.С. Хадыев. Разработка новой литейной высококоррозионностойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 3. Структура и механические свойства новой литейной высокоазотистой коррозионностойкой Cr-Mn-Ni-Mo-N стали // М., Заготовительные производства в машиностроении, 2011, № 9, с. 39-45.
17. М.В. Костина, С.О. Мурадян, М.С. Хадыев, А.А. Корнеев. Исследование влияния термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства новой литейной высокоазотистой коррозионностойкой Cr-Mn-Ni-Mo-N стали // М., Металлы, №5, 2011, с. 33-48.
18. С.О. Мурадян. Структура и свойства литейной коррозионностойкой стали, легированной азотом. Дисс. к.т.н., Москва, ИМЕТ РАН, 2016 г.
19. М.В. Костина, И.Л. Харина, С.О. Мурадян, В.В. Немов. Исследование стойкости новой литейной высокоазотистой Cr-Mn-Ni-Mo-N стали к межкристаллитной, питтинговой и щелевой коррозии. XVI международная научно-техническая конференция «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций» 26 - 27 октября 2010 г., г. Санкт-Петербург, с. 229-233.
20. М.В. Костина, И.Л. Харина, С.О. Мурадян, В.В. Немов. Стойкость к локальной коррозии новой литейной высокоазотистой высокопрочной аустенитной стали. Сборник статей международной конференции «Фундаментальные аспекты коррозионного материаловедения и защиты металлов от коррозии», 18-20 мая 2011 г., Москва, ВИАМ, с. 144-145.
21. S.D. Voronchuk, V.I. Krivorotov, L.V. Shamova, M.V. Kostina, S.O. Muradjan, E.V. Blinov, Yu. Petrov. Performance assessment of full strength and tension of laser welds of nitrogen content, austenitic and martensitic steels // In Conf. workbook, the 16 th Intern. Conf. «Laser Optics 2014» 30.06 – 04.07.2014, St. Pb., Russia, p. 55.
22. В.В. Назаратин, Л.Г. Ригина, М.В. Костина, С.О. Мурадян и др., Исследование возможности применения новой высокоазотистой стали для производства литых заготовок // М., Литейное производство, № 6, 2009, с. 23-28.
23. «Металлы и сплавы. Справочник.» Под редакцией Ю.П. Солнцева; НПО "Профессионал", НПО "Мир и семья"; Санкт-Петербург, 2003 г., 1066 с.
24. Ю.П. Солнцев. Хладостойкие стали и сплавы. Учебник для ВУЗов. С.-Петербург, Химиздат, 2005 г., с. 476.



25. М.В. Костина, С.О.Мурадян, В.Ф. Терентьев, Е.В.Блинов, Д.В. Просвирнин. Статическая и циклическая прочность аустенитной коррозионностойкой литейной Cr-Ni-Mn-Mo-N-стали // М., Металлы, №3, 2015, с. 34-44.
26. Béla Leffler, Stainless steel and their properties, Outokumpu. <http://www.outokumpu.com>.
27. Chih-Chun Hsieh and Weite Wu, “Overview of Intermetallic Sigma ( $\sigma$ ) Phase Precipitation in Stainless Steels,” ISRN Metallurgy, vol. 2012, Article ID 732471, 16 pages, 2012. doi:10.5402/2012/732471.
28. Hsieh, C.C., Lin, D.Y. and Wu, W., “Precipitation Behavior of  $\sigma$  Phase in 19Cr-9Ni-2Mn and 18Cr-0.75Si Stainless Steels Hot-Rolled at 800 °C with Various Reduction Ratios”, Materials Science and Engineering A, Vol. 467, No. 1-2, pp. 181–189, 2007.
29. Kraposhin V., Jakovleva I., Karkina L., Nuzhny G., Zubkova T., Talis A. Microtwinning as a common mechanism for the martensitic and pearlitic transformations// Journal of Alloys and Compounds, 2011, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.10.102>.
30. С. Крапошин, А. И. Плохих, А. Л. Талис, М. В. Костина, С. О. Мурадян. Кооперативный механизм превращения  $\sigma$ -фаза  $\rightarrow$  феррит в нержавеющей стали 05X22AG15H8M2Ф и прокаливаемость сталей М., МИТОМ, № 12 (2013), с. 3-6.
31. Костина М.В. Развитие принципов легирования Cr-N сталей и создание коррозионно-стойких сталей нового поколения со структурой азотистого мартенсита и аустенита для высоконагруженных изделий современной техники // Докторская дис., Москва, 2003, с. 237.
32. M.O. Speidel. Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steels. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 2006, 37, No. 10.
33. S.A. Barannikova, L.B. Zuev, in The effect of Interstitial Impurity Content in Austenitic Steel Monocrystals. HNS 2009, High Nitrogen Steels, (MISIS, Moscow, 2009), p. 189.
34. I.V. Kireeva, Y.I. Chumlyakov, A.V. Tverskov, N.V. Luzginova, in The Effect of Nitrogen on Twinning in Single Crystals of Austenitic Stainless Steels. HNS 2009, High Nitrogen Steels, (MISIS, Moscow, 2009), p. 213.
35. Speidel M.O. (2011) Grain Boundary Hardening and Single Crystal Plasticity in High Nitrogen Austenitic Stainless Steels. In: Weng Y., Dong H., Gan Y. (eds) Advanced Steels. Springer, Berlin, Heidelberg.
36. О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина, Е.В. Блинов, Т.Н. Зверева. Исследование свариваемости высокоазотистых коррозионностойких аустенитных сталей типа X22AG16H8M // М., Металлы, 2007, №4, с. 51-67.
37. Табатчикова Т.И., Носов А.Д., Гончаров С.Н., Гуднев Н.З., Дельгадо Рейна С.Ю., Яковлева И.Л. Структура и вязкость зоны термического влияния сварных соединений высокопрочной стали // Физика металлов и металловедение. – 2014, том 115. - № 12. - с. 1309-1317.
38. Игнатов А.Г., Криворотов В.И., Миргородский В.А. Лазерные сварные соединения из коррозионно-стойких сталей // Фотоника. – 2010. - №2. – с. 18-21.
39. Lin ZHAO, Zhiling TIAN and Yun PENG. Porosity and Nitrogen Content of Weld Metal in Laser Welding of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel // ISIJ International, Vol. 47 (2007), №. 12, pp. 1772–1775.
40. Vappa Acherjee. Hybrid laser arc welding: State-of-art review // Optics and Laser Technology, Volume 99, 2018, pp. 60–71.

41. В.С. Костина, М.В. Костина, С.Д. Ворончук, С.О. Мурадян, Л.Г. Ригина «Изучение структуры и свойств полученных при лазерной сварке сварных соединений из листового проката и литого металла азотсодержащей аустенитной стали с ~0,5% N // М., Металлы, 2018, №5, с. 3-11.
42. Банных О.А., Блинов В.М., Блинов Е.В., Костина М.В., Мурадян С.О., Ригина Л.Г., Солнцев К.А. Высокопрочная литейная немагнитная коррозионно-стойкая сталь и изделие, выполненное из нее. Патент РФ №2445397, приоритет от 23.06.2010 г., зарегистрирован в госреестре Изобретений РФ 20.03.2012