



DOI: 10.18721/JEST.25407  
УДК 669.018

*С.А. Вологжанина<sup>1</sup>, А.Ф. Иголкин<sup>1</sup>, А. Петкова<sup>2</sup>*

1 – Университет ИТМО. Санкт-Петербург, Россия

2 – Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
Санкт-Петербург, Россия

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР И ДЕФОРМАЦИЙ НА СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12X18H10T**

Метастабильные аустенитные стали широко применяются в низкотемпературной технике. В ходе эксплуатации деталей оборудования при низких температурах возможно воздействие как статических, так и динамических нагрузок. Известно, что при совместном влиянии температурного и деформационного факторов в метастабильных аустенитных сталях возможно протекание мартенситных превращений, которые, с одной стороны, могут приводить к упрочнению материала, однако, с другой – являться причиной охрупчивания материала деталей низкотемпературного оборудования. Были проведены испытания по оценке характеристик прочности и пластичности после испытаний гладких образцов на статическое растяжение в интервале температур от 20 до  $-196$  °С, а также исследования по оценке ударной вязкости после испытаний на ударный изгиб в широком температурном диапазоне. После испытаний определяли долю мартенситной составляющей в поверхностной зоне разрушенного образца. Сделаны выводы о влиянии скорости деформирования при низких температурах на фазовые превращения в метастабильных аустенитных сталях. Выявлена зависимость величины деформированного объема и параметров, характеризующих процесс фазовых превращений на стадиях достаточно развитой пластической деформации от температуры.

*Ключевые слова:* метастабильная аустенитная сталь 12X18H10T, скорость деформации, механические свойства, фазовые превращения, испытания на статическое растяжение, испытания на ударный изгиб, низкие температуры

*Ссылка при цитировании:*

Вологжанина С.А., Иголкин А.Ф., Петкова А. Исследование влияния низких температур и деформаций на свойства аустенитной стали 12X18H10T // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 83–93. DOI: 10.18721/JEST.25407

Эта статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

*S.A. Vologjanina<sup>1</sup>, A.F. Igolkin<sup>1</sup>, A. Petkova<sup>2</sup>*

1 – ITMO University, St. Petersburg, Russia

2 – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia

## **STUDY OF EFFECT OF LOW TEMPERATURE AND DEFORMATION ON PROPERTIES OF AUSTENITIC STEEL 12KH18N10T**

The paper presents the results of studies of the combined effect of strain rate and low temperatures on the flow of martensitic transformations in steel 12X18H10T after heat treatment in an austenitized state. Metastable austenitic steels are widely used in low-temperature equipment, including for manufacturing of gas carrier tanks. Operation of components at low temperatures may impact both static and dynamic loads. It is known that the combined effect of temperature and deformation factors in metastable austenitic steels may result in martensitic transformations, which, on the one hand, can lead to hardening of the material but cause

embrittlement of the material of low-temperature equipment parts on the other hand. The steel was smelted in an open way in an induction steelmaking capacity of 150 kg, poured into iron molds with a capacity of 50 kg. The obtained ingots were forged into square and round billets. The temperature for forging was 1050–1250 °C. Further, the billets were subjected to thermal treatment: austenitization under 1050–1100 °C and cooling in water. After heat treatment, samples were made from forgings for mechanical tests and subsequent additional metallographic and X-ray studies. Tests were carried out to assess the strength and ductility characteristics after testing of smooth samples for static tension in the temperature range from 20 to -196 °C in accordance with GOST 11150–75, as well as studies to assess the impact viscosity after impact bending tests in a wide temperature range (GOST 9454–78). After the tests, the share of martensitic component in the surface area of the destroyed sample was determined. Conclusions are made about the influence of the deformation rate on the phase transformations in metastable austenitic steels at low temperatures. We have established the dependence of deformed volume and the parameters characterizing the process of phase transformations at the stages of sufficiently developed plastic deformation on temperature.

*Keywords:* metastable austenitic steel 12X18H10T, strain rate, mechanical properties, phase transformations, static tensile tests, impact bending tests, low temperatures

*Citation:*

S.A. Vologjanina, A.F. Igolkin, A. Petkova, Study of effect of low temperature and deformation on properties of austenitic steel 12KH18N10T, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 83–93. DOI: 10.18721/JEST.25407

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

**Введение.** В настоящее время крайне мало технических средств, способных круглогодично работать на континентальном шельфе в сложных климатических условиях Российской Арктики. Это касается как средств добычи нефти и газа, так и средств транспортировки углеводородного сырья. В особенности это актуально для судов, предназначенных для транспортирования сжиженного природного газа (СПГ). Например, доставка сжиженного природного газа с полуострова Ямал затруднена сложными климатическими и ледовыми условиями как в местах отгрузки, так и на трассах плавания [1].

Непрерывное возрастание потребности в энергии и сохранении запасов твердого и жидкого топлива требует постоянного увеличения добычи природного и попутного продукта добычи нефти – нефтяного газа. Природный газ широко применяется как высококалорийное энергетическое сырье, являясь в то же время высококачественным продуктом для химической промышленности. Запасы его почти в 2 раза превышают запасы нефтяных газов, бла-

годаря чему он играет существенную роль в мировом энергетическом балансе. Сейчас представляют интерес российские СПГ-проекты такие как «Сахалин-2», «Ямал СПГ», «Арктик СПГ», Штокмановский проект, Балтийский СПГ, Владивосток СПГ, регазификационный терминал СПГ в Калининградской области и др. Из-за значительной удаленности мест добычи от мест переработки значительна роль средств доставки его потребителю, в частности, морским транспортом в сжиженном состоянии [2]. С учетом сложных условий эксплуатации материалов для танков судов-газовозов, необходимо проведение исследований по оценке свойств применяемых материалов при динамическом нагружении [3]. При таком виде нагружения характер разрушения (хрупкий или вязкий) материала может быть обусловлен принципиально разными причинами\*. Первая причина связана с чисто физи-

\* Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С., Слепцов О.И. Материалы для низких и криогенных температур: Энциклопедический справочник. СПб.: Химиздат, 2008. 768 с.

ческими факторами, вторая обусловлена механическими. В одних случаях хрупкое или вязкое разрушение может проходить при неизменном напряженном состоянии только вследствие изменения свойств самого материала. В других случаях разрушение может происходить при неизменных свойствах материала только вследствие изменения напряженного состояния. Понимание природы охрупчивания различных материалов может помочь более рационально выбирать методы оценки склонности материала к хрупкому разрушению [4–10].

Цель настоящей работы – оценить влияние концентрации напряжений в условиях низких температур на свойства и фазовые превращения в стали 12X18H10T.

#### Материалы и методы исследования

Для исследования была выбрана хладостойкая сталь аустенитного класса 12X18H10T, наиболее часто применяемая для изготовления танков судов-газовозов и рекомендованная к применению в соответствии с ПБ 03-576–03 «Правила устройства и безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением» и ISO 21028-1: 2016 Cryogenicvessels. Toughness requirements for materials at cryogenic temperature. Part 1: Temperatures below -80 degrees C. Сосуды криогенные. Требования к вязкости материалов при криогенной температуре. Часть 1. Температуры ниже 80 градусов С.

Химический состав исследуемой стали 12X18H10T приведен в табл. 1.

Таблица 1

#### Химический состав стали 12X18H10T

Table 1

#### The chemical composition of steel 12X18H10T

№ пп	Марка стали	Содержание элемента, мас. %							
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti
1	12X18H10T	0,11	1,3	0,65	0,035	0,020	18,9	10,2	0,30

Сталь была выплавлена открытым способом в индукционной сталеплавильной печи с основным магнезитовым тиглем емкостью 150 кг. Сталь разливали в чугунные изложницы емкостью 50 кг. Слитки после зачистки и обдирки проковывали на квадратные 30×30 и 25×25 мм, а также на круглые заготовки диаметром 20 мм. Для хромоникелевой стали температураковки составляли 1050–1250 °С. Далее заготовки подвергали термической обработке по следующим режимам: – для стали 12X18H10T проводили аустенитизацию с 1050–1100 °С с охлаждением в воде.

После термической обработки из поковок изготавливали образцы для механических испытаний и последующих дополнительных металлографических и рентгеноструктурных исследований.

При определении механических характеристик на статическое одноосное растяжение применяли цилиндрические образцы по ГОСТ 11150–75 «Металлы. Методы испытания на растяжение при пониженных температурах» и образцы с кольцевым надрезом. Испытания проводили на разрывной машине Р-20.

Для определения характеристик вязкости сталей при динамическом изгибе использовали образцы по ГОСТ 9454–78 «Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах», а также образцы сечением 10×10, 20×20, 30×30 мм с различными концентраторами напряжений. Образцы фрезеровались из поковок квадратного сечения. Надрез выполняли дисковой фрезой толщиной 2 мм с радиусом вершины зубьев  $r = 0,25$  мм и углом профиля 30°. Иницирование усталостной трещины на образцах выполняли на резонансном вибраторе.

Анализ условий работы танков судов-газовозов показал, что материал танка работает в сложных условиях. Кроме низкой температуры имеют место и другие факторы, способствующие охрупчиванию материала танка:

динамическая нагрузка, сложное напряженное состояние, наличие концентраторов напряжений и др. [11–13].

В связи с этим, для оценки возможного применения материала для изготовления из него танка, кроме традиционные испытаний на статическое растяжение при температурах 20, –100, –196 °С и динамический изгиб при 20, –50, –100, –196 °С, проводились испытания образцов с надрезом, с трещиной, исследовалось влияние масштабного фактора.

В соответствии с требованиями ISO 21028-1: 2016 «Cryogenic vessels. Toughness requirements for materials at cryogenic temperature. Part 1: Temperatures below –80 degrees C. Сосуды криогенные. Требования к вязкости материалов при криогенной температуре. Часть 1. Температуры ниже 80 градусов С» для сталей ферритного и аустенитного классов величина ударной вязкости KCV  $\geq$  48 Дж/см<sup>2</sup> при температуре –196 °С.

Документ ПБ 03-576-03 «Правила устройства и безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением» регламентирует значения ударной вязкости при температурах ниже –20 °С:

– для сталей аустенитного класса KCV  $\geq$  50 Дж/см<sup>2</sup>.

**Фазовый анализ образцов** выполняли рентгеновским и магнитным методами. Для проведения фазового анализа магнитным методом применяли прибор ФА-1М, позволяющий определять суммарное количество  $\delta$ -феррита и  $\alpha$ -мартенсита. Рентгено съемку производили на рентгеновской установке типа УРС-50ИМ. Разница в количественной оценке  $\alpha$ -фазы магнитным и рентгеновским методом достигала 5–10 %. Причина, по нашему мнению, заключается в том, что рентгеновский анализ дает качественное соотношение фаз в локальной зоне, незначительной по площади и малой по глубине. Измерение магнитным методом позволяет измерять  $\alpha$ -фазу усреднением по объему.

**Анализ изломов исследованных сталей.** Анализ изломов посвящено достаточное количе-

ство работ. Из многих причин, вызывающих столь пристальное внимание к изломам, выделили следующие [14]:

- а) излом характеризует вид разрушения – вязкое либо хрупкое;
- б) в строении излома находят отражение все стадии процесса разрушения;
- в) характер излома можно использовать для оценки вязкости разрушения.

Фрактографические исследования исследованных сталей, разрушенных при разных температурах, позволяют оценивать действие температурного, масштабного, концентрационного и скоростного фактора на характер разрушения. Части образцов после разрушения промывали в спирте, высушивали и подвергали исследованию.

### Результаты и их обсуждение

**Влияние низких температур на характеристики прочности и пластичности исследованных сталей.** Значения характеристик прочности и пластичности после испытаний гладких образцов на статическое растяжение в интервале температур от 20 до –196 °С представлены в табл. 2.

Таблица 2

**Характеристики механических свойств исследованных сталей после испытаний на растяжение**

Table 2

#### Characteristics of the mechanical properties of the studied steels after tensile tests

Температура испытания, °С	12X18H10T			
	$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$
	МПа		%	
–196	1420	460	43	55
–150	1306	410	46	59
–100	1148	382	48	62
–50	862	320	52	66
0	750	284	56	70
20	658	248	58	72

Как следует из данных таблицы, при понижении температуры испытания значения временного сопротивления  $\sigma_b$  и предела текучести  $\sigma_{0,2}$  повышаются, а величины относительного удлинения  $\delta$  и относительного сужения  $\psi$  — снижаются.

**Влияние скорости деформации и температуры испытания на мартенситные превращения в аустенитной стали 12X18H10T.** В процессе эксплуатации ряда конструкционных материалов при температурах глубокого холода, особенно в условиях ударного нагружения, возможно протекание фазовых превращений, приводящих, в свою очередь, к резкому изменению свойств [8, 14–20].

Влияние скорости деформации на протекание мартенситных превращений изучали на стали 12X18H10T в аустенитизированном состоянии (после закалки). Деформацию осуществляли одноосным растяжением со скоростями  $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  и  $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^2 \text{ с}^{-1}$  при температурах испытания 20,  $-100$ ,  $-196$  °С.

Было установлено, что охлаждение до температур  $-196$  °С не вызывает образования

мартенситных фаз. Однако деформация при низких температурах приводит к превращению аустенита в мартенсит.

В стали при температуре испытания  $-100$  °С на начальных стадиях деформации образуется до 25 %  $\epsilon$ -мартенсита, количество которого в процессе деформации уменьшается (рис. 1).

Вероятно,  $\epsilon$ -мартенсит в ходе последующего деформирования превращается в  $\alpha$ -мартенсит.

Деформация стали 12X18H10T при  $-196$  °С вызывает образование только  $\alpha$ -мартенсита (рис. 2). Вполне возможно, что  $\epsilon$ -мартенсит и образуется, но в количествах, лежащих за пределами разрешающей способности данного метода, либо же процесс  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  превращений протекает без фиксации промежуточной  $\epsilon$ -фазы.

Следовательно, увеличение скорости деформации стали 12X18H10T в интервале от  $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  до  $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^2 \text{ с}^{-1}$  приводит к уменьшению количества образующихся  $\alpha$ - и  $\epsilon$ -фаз мартенсита.

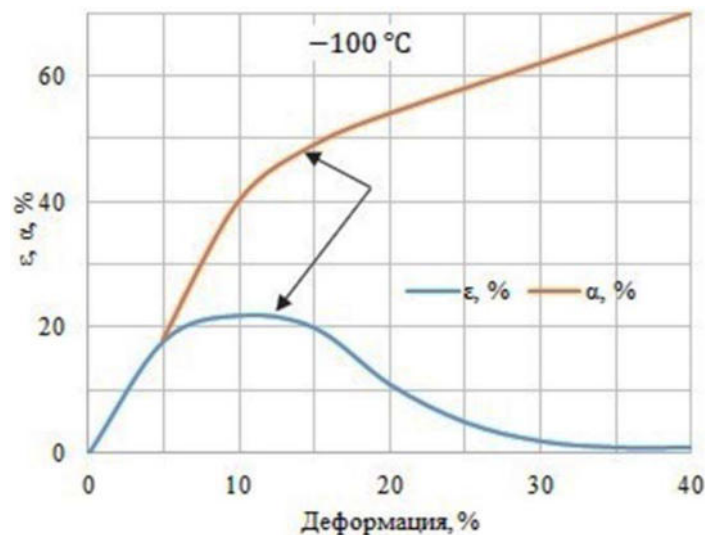


Рис. 1. Влияние температурной деформации (при  $-100$  °С) на мартенситное превращение в стали 12X18H10T

Fig. 1. The effect of temperature deformation (at  $-100$  °С) on the martensitic transformation in 12X18H10T steel

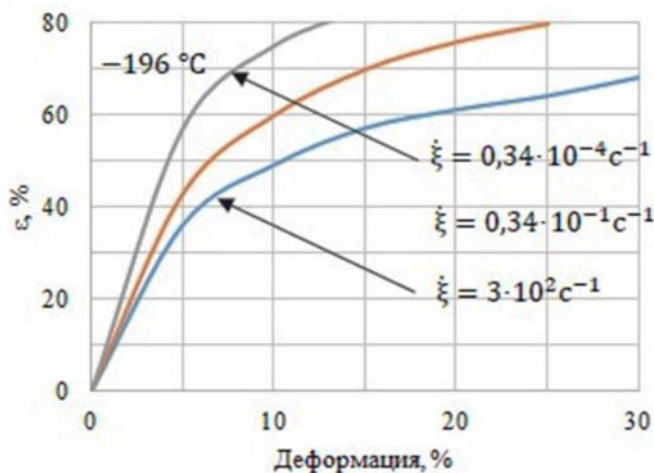


Рис. 2. Влияние скорости деформации на мартенситное превращение в стали 12X18H10T при температуре испытания  $-196 \text{ }^\circ\text{C}$

Fig. 2. The effect of the strain rate on the martensitic transformation in 12X18H10T steel at a test temperature of  $-196 \text{ }^\circ\text{C}$

При увеличении скорости деформации метастабильных аустенитных сталей уменьшение количества  $\alpha$ - и  $\epsilon$ -фаз мартенсита может быть связано с разогревом образцов. Разогрев поверхности образцов может превышать  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ . Показано, что при высокоскоростной деформации возникают весьма высокие температуры на плоскостях сдвига. Эти области высоких температур локализованы в тонких слоях сдвига и распространение тепла на соседние области происходит в течение длительного времени. Таким образом, можно предположить, что снижение количества  $\alpha$ - и  $\epsilon$ -фаз мартенсита при увеличении скорости деформации вызвано повышением температуры образцов, которые разогреваются за счет тепла, выделяемого при деформации.

Проведение испытаний на ударный изгиб с последующей оценкой доли мартенситной составляющей подтвердили такое предположение. Было обнаружено, что при ударном нагружении в области низких температурах сталь 12X18H10T ведет себя более пластично, чем при статическом.

Как показали испытания, скорость деформирования влияет на фазовые превращения в

метастабильных аустенитных сталях. Высокая скорость деформации (при ударном нагружении) препятствует или полностью подавляет фазовые превращения.

Вместе с тем, несмотря на вязкий характер разрушения, в изломах образцов рентгено-спектральным анализом обнаружено большое количество  $\alpha$ -фазы. Вероятно, это может быть связано с тем, что вследствие высокой скорости деформации  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  превращение возможно не только в процессе пластической деформации (при этом материал обнаруживает повышенную пластичность), но даже после разрушения образцов. Кроме того, на характер динамического разрушения аустенитных сталей существенное влияние оказывает локальный разогрев материала в пластически деформированной зоне [8, 15, 17, 20].

Очевидно, наибольшее влияние температуры должно оказывать на величину деформированного объема и параметры, характеризующие процесс на стадиях достаточно развитой пластической деформации – работу распространения трещины и результирующий прогиб.

Действительно, эти величины принимают более высокие значения при динамическом

изгибе, чем при статическом. Поэтому, несмотря на динамическое приложение нагрузки, обычно повышающее склонность материала к хрупкому разрушению, ударные испытания для стали 12Х18Н10Т оказались менее опасными, чем статические.

**Влияние надрезов на прочность и пластичность исследованных сталей при низких температурах.** Для оценки конструктивной прочности металлов при одноосном статическом растяжении широкое применение получили цилиндрические образцы с кольцевым надрезом [3–5, 8]. Влияние концентраторов напряжений на механические свойства металлов при низких температурах определяли на образцах с глубоким надрезом. Это вызвано тем, что характер напряженного состояния [3, 4] связан с глубиной надреза. Глубокий надрез затрудняет развитие пластической деформации, начинающейся у его вершины, так как доля касательных напряжений резко убывает от надреза к центру образца.

Влияние острого глубокого надреза проявляется для всех сталей, независимо от уровня их прочности, типа кристаллической решетки, вязкости и пластичности.

В исследовательской практике для испытания на статическое растяжение в качестве критериев конструктивной прочности применяют следующие коэффициенты чувствительности  $\alpha$ ,  $\alpha'$  и  $\beta$  к концентраторам напряжений:

–  $\alpha = \sigma_b^H / \sigma_b$ , где  $\sigma_b^H$  – величина временного сопротивления для образца с надрезом;  $\sigma_b$  – значение временного сопротивления для образца без надреза;

–  $\alpha' = \sigma_b^H / \sigma_{0,2}$ , где  $\sigma_b^H$  – величина временного сопротивления для образца с надрезом;  $\sigma_{0,2}$  – значение предела текучести для образца без надреза;

–  $\beta = \psi^H / \psi$ , где  $\psi^H$  – величина относительного сужения для образца с надрезом;  $\psi$  – значение относительного сужения для образца без надреза.

В табл. 3 приведены значения коэффициентов  $\alpha$ ,  $\alpha'$  и  $\beta$  для исследованных сталей.

Как видно из данных табл. 3, найденные коэффициенты дают недостаточную информацию о работоспособности сталей при низких температурах. Например, коэффициент  $\alpha$  позволяет, с одной стороны, сопоставить исследованные материалы по сопротивлению пластической деформации в надрезе. Чем больше возрастают характеристики прочности (особенно при низких температурах), тем менее пластичен материал. Но, с другой стороны, коэффициент чувствительности к концентраторам напряжений  $\alpha = \sigma_b^H / \sigma_b$  характеризует лишь изменение средней величины напряжения разрушения при наличии концентрации напряжений независимо от того, в какой стадии деформации это разрушение начинается.

Таблица 3

**Изменение коэффициентов чувствительности  $\alpha$ ,  $\alpha'$  и  $\beta$  к концентраторам напряжений в зависимости от температуры испытания**

Table 3

**Change in sensitivity coefficients  $\alpha$ ,  $\alpha'$  and  $\beta$  to stress concentrators depending on the test temperature**

Марка стали	Диаметр образца, мм	$\alpha = \sigma_b^H / \sigma_b$		$\alpha' = \sigma_b^H / \sigma_{0,2}$		$\beta = \psi^H / \psi$	
		20 °С	–196 °С	20 °С	–196 °С	20 °С	–196 °С
12Х18Н10Т	6	1,26	1,30	3,00	2,98	0,59	0,29
	10	1,18	1,23	2,6	2,69	0,54	0,27

Коэффициент  $\alpha'$  дает более объективную информацию о работоспособности материала при наличии концентраторов напряжений, так как он отвечает на два вопроса: 1) не приводит ли концентрация напряжений к разрушению при напряжении ниже расчетного и, если приводит, то: 2) каков допустимый запас прочности в случае превышения расчетных напряжений вследствие возможных эксплуатационных нагрузок.

Прежде чем перейти к анализу полученных значений  $\alpha'$ , необходимо отметить, что при наличии концентратора напряжений (острый надрез или трещина) предел текучести надрезанного образца у пластичной стали, независимо от температуры испытания, должен быть близким к значениям предела текучести для гладких образцов. В этом случае напряжение, соответствующее упругой деформации, не изменяет своей величины независимо от того, зарождается ли трещина впервые в материале при деформации, или она уже имелась в материале до начала деформации. Переход материала из области вязкого разрушения в хрупкое будет сопровождаться падением временного сопротивления и отношение  $\sigma_B^H / \sigma_{0,2}^H$  будет уменьшаться. Следовательно, падение прочности должно предопределять начало хрупкого разрушения. К недостаткам критерия  $\alpha'$  надо отнести то, что при разрушении мы не получаем никакой информации о характере разрушения, то есть неизвестно, была ли при этом заметная пластическая деформация или разрушение произошло в упругой области.

Коэффициент  $\beta$  характеризует степень влияния надреза на понижение пластичности стали как при нормальных, так и при низких температурах. Однако, без анализа численных значений  $\psi^H$  нельзя лишь по значениям  $\beta$  судить о надежности стали.

Для более полной оценки работоспособности сталей с учетом температуры эксплуатации представляется использование следующих ко-

эффициентов чувствительности к концентрации напряжений, предложенных в работе [4]:

1)  $K_1^t = \sigma_B^H / \sigma_B^{20}$ , где  $\sigma_B^H$  – значение временного сопротивления образца с надрезом, определенное при температуре эксплуатации;  $\sigma_B^{20}$  – значение временного сопротивления гладкого образца, определенное при комнатной температуре;

2)  $K_2^t = \sigma_B^H / \sigma_{0,2}^{20}$ , где  $\sigma_B^H$  – значение временного сопротивления образца с надрезом, определенное при температуре эксплуатации;  $\sigma_{0,2}^{20}$  – значение предела текучести гладкого образца, определенное при комнатной температуре;

3)  $K_3^t = \sigma_{0,2}^H / \sigma_{0,2}^{20}$ , где  $\sigma_{0,2}^H$  – значение предела текучести образца с надрезом, определенное при температуре эксплуатации;  $\sigma_{0,2}^{20}$  – значение предела текучести гладкого образца, определенное при комнатной температуре.

Значения коэффициентов  $K_1^t$ ,  $K_2^t$ ,  $K_3^t$  приведены в табл. 4.

Таблица 4

**Изменение коэффициента чувствительности к концентрации напряжений  $K_1^t$ ,  $K_2^t$ ,  $K_3^t$  в зависимости от температуры испытаний**

Table 4

**Change in the coefficient of sensitivity to stress concentration  $K_1^t$ ,  $K_2^t$ ,  $K_3^t$  depending on the test temperature**

Марка стали	Диаметр образца, мм	Значение коэффициента чувствительности к концентрации напряжений при температуре испытания, °C			
		20	-50	-100	-196
$K_1^t = \sigma_B^H / \sigma_B^{20}$					
12X18H10T	6	1,26	1,72	2,10	2,38
	10	1,14	1,57	1,81	2,28
$K_2^t = \sigma_B^H / \sigma_{0,2}^{20}$					
12X18H10T	6	2,93	4,26	5,00	5,83
	10	2,56	4,05	5,05	5,65
$K_3^t = \sigma_{0,2}^H / \sigma_{0,2}^{20}$					
12X18H10T	6	1,73	2,30	2,61	3,26
	10	1,60	1,83	2,00	2,40



Как следует данных таблицы, общее среднее напряжение разрушения при температуре эксплуатации, по сравнению с напряжением разрушения при комнатной температуре, возрастает (показания  $K_1'$ ).

Коэффициент  $K_2'$  характеризует запас прочности при температуре эксплуатации в случае, если  $K_2' > 1$  или отсутствие запаса прочности, если  $K_2' < 1$ . Тем самым коэффициент  $K_2'$  дает информацию о допустимом уровне эксплуатационных нагрузок. Для всех исследованных сталей во всем интервале рабочих температур  $K_2' > 1$ .

Коэффициент  $K_3'$  позволяет судить о возможном применении расчетных допустимых напряжений при температуре эксплуатации в сравнении с комнатной.

### Выводы

1. На основании проведенных исследований подтверждено, что в стали 12X18H10T в условиях совместного воздействия низких температур и деформаций возможно протекание фазовых превращений по схеме  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ . Установлено, что высокая скорость приложения нагрузки в ходе ударных испытаний практически полностью подавляет фазовые превращения. Статическое нагружение при низких температурах приводит к протеканию фа-

зовых превращений, что может негативно сказаться на охрупчивании стали.

2. Для оценки работоспособности стали 12X18H10T в условиях низких температур и статического нагружения использованы две группы коэффициентов чувствительности к концентрации напряжений:  $\alpha$ ,  $\alpha'$  и  $\beta$ , – учитывающие наличие концентратора напряжений и вторая группа –  $K_1'$ ,  $K_2'$ ,  $K_3'$ , которая учитывает, в том числе, влияние температуры эксплуатации.

3. Показано, что коэффициенты  $K_1'$ ,  $K_2'$ ,  $K_3'$  более информативны с точки зрения работоспособности стали 12X18H10T. Так,  $K_1'$  показывает, что с понижением температуры эксплуатации среднее напряжение разрушения для образцов сечением 10 мм возрастает с 1,11 при комнатной температуре до 2,28 при температуре  $-196^\circ\text{C}$ . Величина коэффициента  $K_2'$  дает информацию о допустимом уровне эксплуатационных нагрузок. При низких температурах для исследованной стали значение  $K_2' > 1$ , что говорит о достаточном запасе прочности. Значение  $K_3'$  увеличивается с 1,6 при комнатной до 2,4 при температуре  $-196^\circ\text{C}$ . Следовательно, коэффициент  $K_3'$ , учитывающий изменение предела текучести, может быть использован для решения о возможном применении расчетных допустимых напряжений при температурах эксплуатации.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Агарков С.А., Евдокимов Г.Р., Козменко С.Ю. Экономические региональные особенности транспортировки сжиженного природного газа // Геополитика и безопасность. 2015. № 2(30). С. 73–82.
- [2] Костылев И.И., Евдокимов Г.П. Развитие газозовов сжиженного природного газа для удовлетворения потребностей в нем мирового рынка // Вестник государственного университета морского и речного транспорта имени адмирала С.О. Макарова. 2016. № 6 (40). С. 42–56.
- [3] Солнцев Ю.П., Титова Т.И. Стали для Севера и Сибири. СПб.: Химздат, 2002. 352 с.
- [4] Москвичев В.В., Махутов Н.А., Черняев А.П. Трещиностойкость и механические свойства конструкционных материалов технических систем. Новосибирск: Наука, 2002. 334 с.
- [5] Ermakov B.S., Vologzhanina S.A., Bobrovskij I.N., Bobrovskij N.M., Erisov Y. Resistance to brittle fracture and availability of austenitic steels // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018. Vol. 450, no. 3. P. 032041.
- [6] Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С., Вологжанина С.А., Ермакова Т.В., Крутиков Н.В. Проблема исчерпания ресурса криогенных объектов // Вест-

ник Международной академии холода. 2005. № 2. С. 31–33.

[7] **Матросов М.Ю., Зикеев В.Н., Мартынов П.Г., Шульга Е.В., Никитин В.С., Половинкин В.Н., Симонов Ю.А., Семин А.А.** Разработка перспективных образцов криогенных сталей для газозовов и стационарных танков-хранилищ сжиженного природного газа, предназначенных для использования в условиях Арктики // Арктика: экология и экономика. 2016. № 4 (24). С. 80–89.

[8] **Горынин В.И., Оленин М.И.** Пути повышения хладостойкости стали и сварных соединений. СПб.: Изд-во ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», 2017. 341 с.

[9] **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И., Рогожкин В.В.** Концепция карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 10 (712). С. 32–38.

[10] **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 22–29.

[11] **Рыбин В.В., Мальшевский В.А., Хлусова Е.И.** Структура и свойства хладостойких сталей для конструкций северного исполнения // Вопросы материаловедения. 2006. № 1 (45). С. 24–44.

[12] **Сыч О.В.** Научно-технологические основы создания хладостойких сталей с гарантированным пределом текучести 315–750 МПа для арктики. Ч. 2. Технология производства, структура и характери-

стики работоспособности листового проката // Вопросы материаловедения. 2018. № 4 (96). С. 14–41.

[13] **Орлов В.В., Мальшевский В.А., Хлусова Е.И., Голосиенко С.А.** Разработка технологий производства конструкционных сталей для морской техники и магистральных трубопроводов, предназначенных для эксплуатации в Арктике // Сталь. 2014. № 9. С. 79–88.

[14] **Bannykh O.A., Bannykh I.O., Lukin E.I., Sorokin A.M.** Structure and mechanical properties of high-strength structural steels // Russian metallurgy (Metallurgy). 2018. Т. 2018, № 6. С. 528–532.

[15] **Li S.L., Wang Y.L., Zhang H.L., Li S.X., Zheng K., Wang X.T.** Microstructure evolution and impact fracture behaviors of Z3CN20-09M stainless steels after long-term thermal aging // J. NUCL. MATER. 2013. VOL 433, no. 1–3. P. 41.

[16] **Shin S.Y., Hwang B., Lee S., Kim N.J., Ahn S.S.** Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels // Mater. Sci. Eng. A. 2007. No. 458. P. 281–289.

[17] **Sundeev R.V., Glezer A.M. et al.** // Mater. & Design, 2017. Vol. 135. P. 77.

[18] **Glezer A.M., Timshin I.A. et al.** // J. Alloys & Comp. 2018. Vol. 744. P. 791.

[19] **Hedayati A., Najafzadeh A., Kermanpur A., Forouzan F.** The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel // Journal of Materials Processing Technology. 2010. No. 210. P. 1017–1022.

[20] **Сагарадзе В.В., Уваров А.И.** Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**ВОЛОГЖАНИНА Светлана Антониновна** – доктор технических наук доцент Университета ИТМО

E-mail: svet\_spb@mail.ru

**ИГОЛКИН Алексей Федорович** – кандидат технических наук доцент Университета ИТМО

E-mail: afigolkin@itmo.ru

**ПЕТКОВА Ани** – доктор технических наук главный специалист Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: apetkova@inbox.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 31.08.2019

#### REFERENCES

[1] **S.A. Agarkov, G.R. Yevdokimov, S.Yu. Kozmenko,** Ekonomicheskiye regionalnyye osobennosti transportirovki szhizhennogo prirodnogo gaza, Geopolitika i bezopasnost, 2 (30) (2015) 73–82.

[2] **I.I. Kostylev, G.P. Yevdokimov,** Razvitiye gazovozov szhizhennogo prirodnogo gaza dlya udovletvoreniya potrebnostey v nem mirovogo rynka, Vestnik gosudarstvennogo universiteta morskogo i



- rechnogo transporta imeni admirala S.O. Makarova, 6 (40) (2016) 42–56.
- [3] **Yu.P. Solntsev, T.I. Titova**, Stali dlya Severa i Sibiri. SPb.: Khimzdat, 2002.
- [4] **V.V. Moskvichev, H.A. Makhutov, A.P. Chernyayev**, Treshchinostoykost i mekhanicheskiye svoystva konstruksionnykh materialov tekhnicheskikh sistem. Novosibirsk: Nauka, 2002.
- [5] **B.S. Ermakov, S.A. Vologzhanina, I.N. Bobrovskij, N.M. Bobrovskij, Y. Erisov**, Resistance to brittle fracture and availability of austenitic steels, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 450 (3) (2018) 032041.
- [6] **Yu.P. Solntsev, B.S. Yermakov, S.A. Vologzhanina, T.V. Yermakova, N.V. Krutikov**, Problema ischerpaniya resursa kriogennykh obyektov, Vestnik Mezhdunarodnoy akademii kholoda, 2 (2005) 31–33.
- [7] **M.Yu. Matrosov, V.N. Zikeyev, P.G. Martynov, Ye.V. Shulga, V.S. Nikitin, V.N. Polovinkin, Yu.A. Simonov, A.A. Semin**, Razrabotka perspektivnykh obraztsov kriogennykh staley dlya gazovozov i statsionarnykh tankov-khranilishch szhizhennogo prirodnoy gaza, prednaznachennykh dlya ispolzovaniya v usloviyakh Arktiki, Arktika: ekologiya i ekonomika, 4 (24) (2016) 80–89.
- [8] **V.I. Gorynin, M.I. Olenin**, Puti povysheniya khladostoykosti stali i svarnykh soyedineniy. SPb.: Izd-vo FGUP TsNII KM «Prometey», 2017.
- [9] **V.I. Gorynin, S.Yu. Kondratyev, M.I. Olenin, V.V. Rogozhkin**, Kontseptsiya karbidnogo konstruirovaniya staley povyshennoy khladostoykosti, Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov, 10 (712) (2014) 32–38.
- [10] **V.I. Gorynin, S.Yu. Kondratyev, M.I. Olenin**, Povyseniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskoy vozdeystvii na morfologiyu karbidnoy fazy, Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov, 10 (700) (2013) 22–29.
- [11] **V.V. Rybin, V.A. Malyshevskiy, Ye.I. Khlusova**, Struktura i svoystva khladostoykikh staley dlya konstruksiy severnogo ispolneniya, Voprosy materialovedeniya, 1 (45) (2006) 24–44.
- [12] **O.V. Sych**, Nauchno-tekhnologicheskiye osnovy sozdaniya khladostoykikh staley s garantirovannym predelom tekuchesti 315–750 MPa dlya arktiki. chast 2. tekhnologiya proizvodstva, struktura i kharakteristiki rabotosposobnosti listovogo prokata, Voprosy materialovedeniya, 4 (96) (2018) 14–41.
- [13] **V.V. Orlov, V.A. Malyshevskiy, Ye.I. Khlusova, S.A. Golosiyenko**, Razrabotka tekhnologiy proizvodstva konstruksionnykh staley dlya morskoy tekhniki i magistralnykh truboprovodov, prednaznachennykh dlya ekspluatatsii v Arktike, Stal, 9 (2014) 79–88.
- [14] **O.A. Bannykh, I.O. Bannykh, E.I. Lukin, A.M. Sorokin**, Structure and mechanical properties of high-strength structural steels, Russian metallurgy (Metally), 2018 (6) (2018) 528–532.
- [15] **S.L. Li, Y.L. Wang, H.L. Zhang, S.X. Li, K. Zheng, X.T. Wang**, Microstructure evolution and impact fracture behaviors of Z3CN20-09M stainless steels after long-term thermal aging, J. NUCL. MATER., 433 (1–3) (2013) 41.
- [16] **S.Y. Shin, B. Hwang, S. Lee, N.J. Kim, S.S. Ahn**, Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels, Mater. Sci. Eng. A, 458 (2007) 281–289.
- [17] **R.V. Sundeev, A.M. Glezer et al.**, Mater. & Design, 135 (2017) 77.
- [18] **A.M. Glezer, I.A. Timshin et al.**, J. Alloys & Comp., 744 (2018) 791.
- [19] **A. Hedayati, A. Najafizadeh, A. Kermanpur, F. Forouzan**, The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel, Journal of Materials Processing Technology, 210 (2010) 1017–1022.
- [20] **V.V. Sagaradze, A.I. Uvarov**, Uprochneniye i svoystva austenitnykh staley. Yekaterinburg: RIO UrO RAN, 2013.

## THE AUTHORS

**VOLOGZHANINA Svetlana A.** – *ITMO University*

E-mail: svet\_spb@mail.ru

**IGOLKIN Aleksei F.** – *ITMO University*

E-mail: afigolkin@itmo.ru

**PETKOVA A.** – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: apetkova@inbox.ru

Received: 31.08.2019