

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.785:621.771.23-022.532

<https://doi.org/10.18503/1995-2732-2018-16-2-29-40>

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОСТАДИЙНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ КРИОГЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ\*

Полецков П.П., Денисов С.В., Никитенко О.А., Гущина М.С., Стеканов П.А.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

### Аннотация

**Постановка задачи (актуальность работы):** в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства, выполняемого ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова» совместно с ПАО «ММК» при поддержке Минобрнауки России, разрабатывается опытно-промышленная технология производства ультрахладостойкого наноструктурированного листового проката для импортозамещения материалов, в том числе криогенных, используемых в условиях сверхнизких критических температур, повышенной коррозионной активности, а также в арктических широтах. Гарантией успешного достижения целей выполняемого проекта является использование оборудования, имитирующего реальные процессы производства стали и проката ООО «ИЦ Термодеформ-МГТУ» и центра коллективного пользования научным оборудованием «Научно-исследовательский институт Наносталей», позволяющие осуществлять поиск технологических режимов производства новых хладостойких сталей и листового проката, предназначенных для импортозамещения. **Цель работы:** исследование влияния режимов многостадийной термической обработки на особенности формирования микроструктуры листового проката криогенной конструкционной стали, обладающей повышенной хладостойкостью. **Используемые методы:** с применением оборудования лабораторного комплекса ООО «ИЦ Термодеформ-МГТУ» проведена выплавка слитков заданного химического состава, которые в последующем подвергались горячей деформации и термической обработке по различным режимам. Комплекс металлографических исследований выполнен с использованием оптического микроскопа Meiji с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO, а также растрового электронного микроскопа (РЭМ) JSM 6490 LV. Дифференциально-сканирующая калориметрия (ДСК) проводилась на приборе синхронного термического анализа STA (Jupiter 449 F3). Твердость определяли на микротвердомере Buchler Mikromet методом вдавливания алмазной пирамидки с углом между противоположными гранями  $136^\circ$  в соответствии с ГОСТ 9450-60. **Результат:** Определены критические точки криогенной стали марки 09Н9А (9% Ni), которые снижены по сравнению с традиционными углеродистыми сталями и составляют:  $A_{c1} \approx 624^\circ\text{C}$  и  $A_{c3} \approx 720^\circ\text{C}$ . Выявлено, что после двойной закалки происходит обогащение аустенита легирующими элементами, что вызывает дополнительное понижение точки  $A_{c1}$  на  $20^\circ\text{C}$ . Установлено влияние одинарной, двойной закалки и последующего высокого отпуска при температурах 500, 550,  $600^\circ\text{C}$  на формирование микроструктуры сплава. После одинарной закалки и последующего отпуска в исследуемом диапазоне температур формируется структура, состоящая из мартенсита отпуска, аустенита остаточного,  $\alpha$  – фазы и карбидных частиц, выделяющихся преимущественно по границам зерен, что приводит к охрупчиванию стали. Данный факт подтверждается фрактографическими исследованиями. После двойной закалки и последующего отпуска в указанном диапазоне температур формируется дисперсная пластинчатая дуэльская структура, состоящая из  $\alpha$  – фазы, реек «нового» мартенсита, участков со структурой отпущенного мартенсита и остаточного стабильного аустенита с объемной долей около 4%, что позволяет обеспечить сопротивление разрушению при криогенных температурах по вязкому механизму. **Практическая значимость:** выявленные закономерности представляют интерес не только с точки зрения общей картины процесса структурообразования ферритных никелевых сталей, но и в аспекте влияния полученных двухфазных дуэльных структур на особенности механизмов разрушения при криогенных температурах исследуемых сплавов, применяемых для изготовления резервуаров для хранения и транспортировки сжиженного газа. Использование полученных результатов новых научных данных позволит создавать и совершенствовать технологические режимы термической обработки сплавов указанного состава.

**Ключевые слова:** листовый прокат, криогенная конструкционная сталь, одинарная закалка, двойная закалка, многостадийная термическая обработка, отпуск, хладостойкость, твердость.

\* Работа выполнена при участии аспирантов Д.Ю. Алексеева, М.В. Мишукова, М.В. Малькова, А.Н. Шишлоновой, к.т.н. Ю.Ю. Ефимовой, к.т.н. Д.М. Чукина, к.т.н. Д.А. Горленко.

© Полецков П.П., Денисов С.В., Никитенко О.А., Гущина М.С., Стеканов П.А., 2018

### Введение

Одним из стратегических направлений современной металлургической промышленности является создание перспективных материалов и изделий из них, в частности, работающих в условиях низких и сверхнизких критических температур. В настоящее время основным материалом, применяемым для изготовления механизмов, машин и конструкций, работающих в таких условиях, остается сталь. Криогенными сталями называют сплавы, применяемые в машиностроительной технике для хранения и транспортировки сжиженных природных газов (СПГ) с температурой кипения от  $-80^{\circ}\text{C}$ . Учитывая вышесказанное, стали для криогенной техники должны обладать сложным комплексом свойств, определяющих их функциональное назначение – обеспечивать достаточную прочность в сочетании с высокой вязкостью и пластичностью, обладать малой чувствительностью к концентрации напряжений и низкой склонностью к хрупкому разрушению в условиях сверхнизких критических температур [1–4]. Учитывая специфику технологий изготовления изделий, работающих при низких температурах, такие стали должны обладать также хорошей свариваемостью, необходимой для изготовления герметичной аппаратуры, труб и тонкостенных конструкций. Значимой эксплуатационной характеристикой таких сталей также является высокая коррозионная стойкость [5–7].

На сегодняшний день наиболее распространенными конструкционными материалами для криогенной техники являются хромоникелевые аустенитные стали, легированные никелем и хромом в диапазоне 8–25 и 17–25% соответственно. К основным преимуществам таких сталей относят способность сохранять высокую пластичность и вязкость в широком диапазоне рабочих температур, коррозионную стойкость в сочетании с хорошими технологическими свойствами. К существенным недостаткам сталей этой группы относят сравнительно высокую стоимость, обусловленную высоким содержанием легирующих элементов, а также низкую прочность при комнатной температуре. Также в последние годы для криогенной техники используют аустенитные стали, в которых никель частично или полностью заменяется марганцем. Например, хромоникельмарганцевые стали, содержащие азот, можно также рассматривать как криогенные стали повышенной прочности, так как они имеют значительно более высокие значения предела текучести, чем аустенитные хромоникелевые стали [8–11].

Таким образом, аустенитные криогенные стали делят на три группы (табл. 1):

1. Хромоникелевые аустенитные стали. Благодаря хорошей свариваемости и большим запасам вязкости при сверхнизких критических температурах, а также высокому запасу пластичности, такие стали используют для изготовления крупногабаритных газораспределительных установок большой мощности для получения сжиженных газов, транспортных емкостей и хранилищ сжиженных газов. Однако аустенит этой группы сталей нестабилен и под воздействием пластической деформации может произойти частичное мартенситное превращение.

2. Сложнолегированные аустенитные стали повышенной прочности. Эти стали применяют для изготовления паяных, сварных и не сварных конструкций, работающих при температурах от 400 до  $-253^{\circ}\text{C}$ .

3. Аустенитные стали на хромомарганцевой основе. Они позволяют заменить более дорогостоящие хромоникелевые аустенитные стали. При этом важно учитывать, что пластическая деформация хромомарганцевых сталей может вызвать частичное мартенситное превращение, это снижает сопротивление хрупкому разрушению [8–9].

В мировой практике для производства деталей криогенной техники наблюдается применение алюминиевых, аустенитных Cr-Ni, Cr-Ni-Mn, Cr-Mn сталей, а также ферритных сталей, легированных никелем [8–10]. Указанные материалы должны обеспечить отсутствие хрупких разрушений конструкций при криогенной температуре –  $164^{\circ}\text{C}$ , характерной для СПГ. Однако с точки зрения низкого содержания дорогостоящих легирующих элементов, а также обеспечения хладостойкости, высокой прочности, удовлетворительной свариваемости и возможности изготовления на российских металлургических предприятиях, наиболее перспективным материалом является сталь, содержащая 9% никеля. Эта сталь представлена в зарубежных стандартах: ASTM A 553, ASTM A 353, EN 10028-4, JIS G3127, ISO 9328-4:2011, а также в аналогичных стандартах и технических условиях отечественных предприятий [13–14]. Высокая хладостойкость указанной ферритной стали достигается за счет формирования в процессе термообработки участков стабильного аустенита с объемной долей около 4%, что позволяет обеспечить сопротивление разрушению при криогенных температурах по вязкому механизму [11, 15–18, 23–24]. Получение большого количества остаточного аустенита возможно при повторной закалке стали из межкритического интервала (МКИ) температур, что наблюдается в работах [11, 15–16, 19–21, 25–29].

Таблица 1

Химический состав и механические свойства аустенитной криогенной стали [12]

Марка стали	Массовая доля элементов в стали, %, не более или в пределах									Термообработка	Механические свойства при комнатной температуре			
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	N		$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\delta$	KCU
											H/мм <sup>2</sup>	%		Дж/см <sup>2</sup>
1. Хромоникелевые аустенитные стали														
12X18H10T	0,12	0,8	2,0	0,02	0,035	17–19	9–11	5xC –0,80	–	ГОСТ 7350-77 Закалка 1000–1080°C в воде или на воздухе (4–50 мм)	235	530	38	215–372
08X18H10T	0,08							5xC –0,70			205	510	43	245
2. Сложнолегированные аустенитные стали повышенной прочности														
07X21Г7АН5	0,07	0,7	6–7,5	0,03	0,03	19,5–21	5–6	–	0,15–0,25	ГОСТ 5949-75 Закалка 1000–1050°C на воздухе	365	690	40	127
03X20H16АГ6	0,025	0,6		0,02	0,025	20–25	15–16,5		0,15–0,28	Закалка 1000°C в воде	410	780	52	220
3. Аустенитные стали на хромомарганцевой основе														
03X13АГ19	0,03	0,6	19–22	0,025	0,035	12–15	1,0	–	0,05–0,1	ТУ 14-1-2682-79 Закалка 980–1020°C в воде или на воздухе	345	640	40	98 KCU <sup>–198</sup>
10X14Г14Н4Т	0,10	0,8	13–15	0,02	0,035	13–15	2,8–4,5	5x(C–0,02)–0,60	–	ГОСТ 7350-77 Закалка 1050–1080°C в воде или на воздухе (4–50 мм)	245	590	40	314 KCU <sup>–100</sup>

В сталях, содержащих никель или марганец, процесс нагрева в нижнюю часть МКИ сопровождается образованием аустенита, который обогащается помимо углерода и легирующими элементами. За счет варьирования режимами термообработки в двухфазной ( $\alpha + \gamma$ ) области малоуглеродистых никелевых сталей возможно не только получать различные типы структур, но и в широких пределах изменять объемные доли фаз. Использование правильно подобранной термообработки на практике позволяет управлять структурой и свойствами сталей для криогенной техники [11, 14, 18–19]. В связи с этим целью работы являлось исследование влияния режимов многостадийной термической обработки на формирование микроструктуры листового проката криогенной конструкционной стали, обладающей повышенной хладостойкостью.

#### Материал и методы исследования

В качестве материала для исследования была выбрана криогенная конструкционная сталь марки 0Н9А, химический состав и режимы термической обработки которой представлены в табл. 2.

Чтобы оставаться стабильным при температурах до  $-196^\circ\text{C}$ , аустенит в конструкционных сталях для криогенной техники должен быть обогащен легирующими элементами. Основным легирующим элементом выступает никель, его содержание регламентируется в пределах 8,5–9,5%. Никель позволяет стабилизировать аустенит, полученный в процессе термической обработки. Марганец также повышает устойчивость аустенита, однако он способствует развитию отпускной хрупкости стали, поэтому его количество составляет не более 0,6%. Углерод в конструкционной стали приводит к снижению хладостойкости [8, 10], в связи с этим в никелевых ферритных сталях его содержание ограничивают не более 0,06%. Кремний дополнительно упрочняет сталь, однако может оказывать неблагоприятное влияние как на уровень ударной вязкости основного металла, так и на вязкость зоны термического влияния (ЗТВ) при сварке, поэтому его содержание не превышает 0,37%. Такие примесные элементы, как фосфор и сера приводят к снижению уровня ударной вязкости конструкционных сталей, поэтому их содержание ограничено: фосфор не более 0,010%, сера не более 0,003%.

Химический состав и режимы термической обработки образцов ультрахладостойкого листового проката

Содержание химического элемента, %, не более или в диапазоне						Температура термической обработки, °С		
C	Si	Mn	S	P	Ni	Первая закалка (из $\gamma$ области)	Вторая закалка (из МКИ температур)	Отпуск
0,06	0,17–0,37	0,6	0,003	0,010	8,5–9,5	830	–	–
							–	500
							–	550
							–	600
							670	–
							670	550
							670	600

Особенностью данного исследования является использование оборудования научно-производственного комплекса ООО «ИЦ Термодеформ-МГТУ», имитирующего реальные процессы производства стали и проката:

– вакуумная индукционная печь ZG-0.06L для выплавки стали массой до 60 кг;

– камерная печь ПКМ 3.6.2/12.5 для нагрева заготовок перед обработкой давлением (температура нагрева 1250°С);

– гидравлический пресс П6334 усилием 250 т для имитации процессов горячей черновой прокатки;

– реверсивный стан горячей прокатки 500 «ДУО», совмещенный с установкой контролируемого охлаждения (ламинарная подача, отдельное регулирование, скорость охлаждения 80°С/с), для имитации процессов ускоренного охлаждения после прокатки, а также различных видов термической обработки [20].

Металлографические исследования опытных образцов стали выполнены в ЦКП НИИ «Наносталей» при ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» (Магнитогорск). Коллектив ЦКП НИИ «Наносталей» имеет успешный опыт выполнения проектов в области разработки перспективных материалов и изделий из них [30–34].

Микроанализ образцов выполнен по стандартной методике. Приготовление микрошлифов осуществлялось с использованием запрессовки образцов в смолу «Transoptic» на автоматическом прессе Simplimet 1000 на линии пробоподготовки фирмы Buechler.

Для выявления микроструктуры поверхность шлифа подвергалась травлению в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте методом

погружения полированной поверхности в ванну с реактивом. Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе Meiji Techno при увеличениях от 200 до 1000 крат с использованием системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO [22].

При увеличениях более 1000 крат микроструктура исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM 6490 LV во вторичных электронах. Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) проводился с использованием специальной приставки к сканирующему микроскопу – системы INCA Energy.

Микротвердость определяли на твердомере Buchler Mikromet методом вдавливания алмазной пирамидки с углом между противоположными гранями 136° в соответствии с ГОСТ 9450-60 при нагрузке 1 кг и длительности нагружения 10 с.

Дифференциально-сканирующая калориметрия (ДСК) проводилась на приборе синхронного термического анализа STA (Jupiter 449 F3) фирмы «NETZSCH» (Германия). Нагрев образца осуществляли до температуры 900°С в среде инертного газа (аргон) при скорости нагрева 20°С/мин в корундовом тигле. Масса образца около 70 мг.

Определение количества остаточного аустенита осуществляли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Материал анода трубки Cr при напряжении 40 кВ и силе тока 30 мА. Угол  $2\theta = 66...71^\circ$ , скорость съемки 0,1°/мин. Количественная оценка осуществлялась путем соотношения интегральных интенсивностей дифракционных максимумов от системы плоскостей (111) аустенитной ( $2\theta = 67,1^\circ$ ) и (110) мартенситной ( $2\theta = 68,7^\circ$ ) фазы.

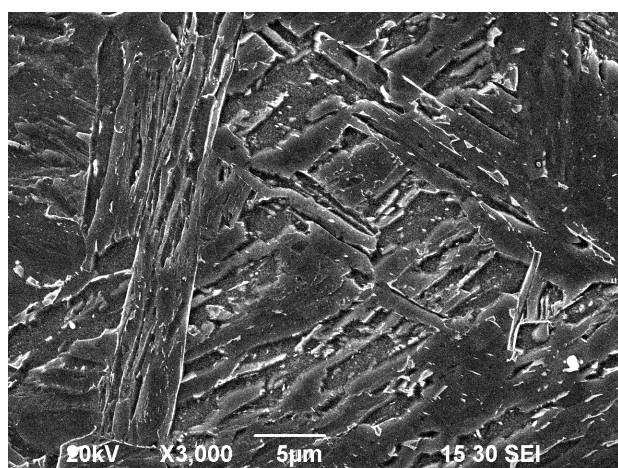


### Результаты исследования и их обсуждение

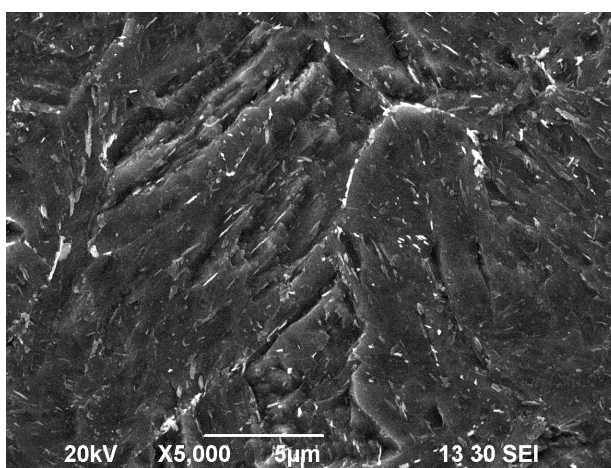
Исследование показало, что после одинарной заковки при нагреве до  $\gamma$  – области и последующего охлаждения в воде формируется структура пакетно-реечного (или так называемого дислокационного) низкоуглеродистого мартенсита (**рис. 1, а**): параллельные ряды  $\alpha$  – кристаллов реек вытянуты в направлении  $\langle 111 \rangle \alpha \parallel \langle 011 \rangle \gamma$  и сгруппированы в пакеты. Толщина пластин – составляющих пакета – 0,2–2 мкм, длина – 30 мкм. Структура такого мартенсита, как известно, образуется по механизму скольжения. Элементарный объем превращения имеет форму рейки, каждая из которых является результатом гомогенного сдвига. Последовательные сдвиги образуют слои и далее пакет параллельных реек [23]. Между собой рейки

разделены тонкими прослойками остаточного аустенита толщиной около 10–20 нм. Твердость HV1 образца составляет 3744 МПа. Высокая твердость обусловлена малыми поперечными размерами мартенситных кристаллов и высокой плотностью дислокаций в этой стали после быстрого охлаждения (в воде).

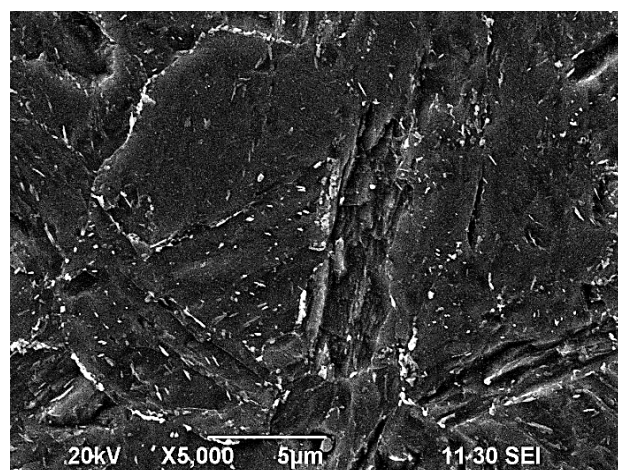
Последующий нагрев закаленной стали приводит к диффузионному распаду закаленной структуры. Микроструктура образца после заковки от 830°C и последующего отпуска 500°C состоит из  $\alpha$ -кристаллов и мелких цементитных частиц, которые выделяются как по границам иглы  $\alpha$ -фазы и первичного зерна аустенита, так и преимущественно внутри зерен (**рис. 1, б**). Форма кристаллов  $\alpha$ -фазы все еще определяется исходной реечной структурой мартенсита. Твердость образца составляет 2972 МПа.



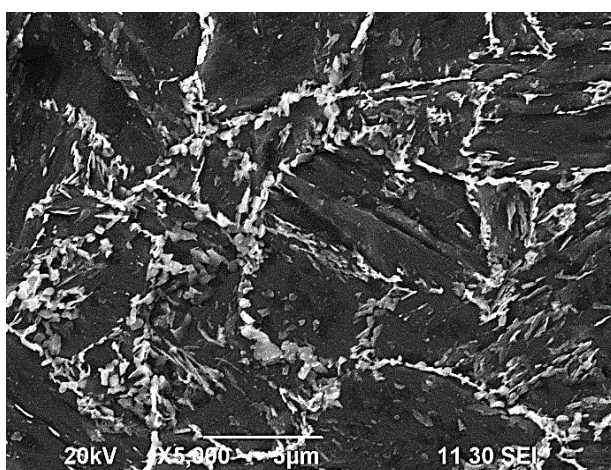
а



б



в



г

Рис. 1. Микроструктура образцов после одинарной заковки от 830°C (а) и отпуска при температурах 500°C (б), 550°C (в), 600°C (г)



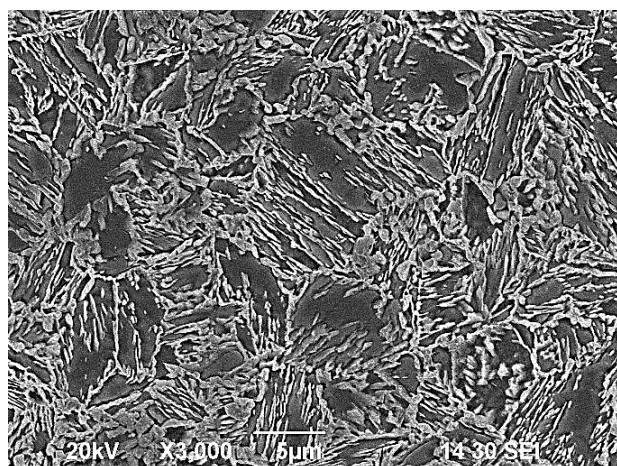
Микроструктура образца после закалки от 830°C и последующего отпуска 550°C также состоит из кристаллов  $\alpha$ -фазы и мелких цементитных частиц, однако выделение частиц по границам зерен происходит более активно в связи с повышением скорости диффузии (см. **рис. 1, в**). Форма кристаллов  $\alpha$ -фазы все еще определяется исходной реечной структурой мартенсита, однако признаки ее разрушения становятся более очевидными. Твердость образца составляет 2955 МПа.

Микроструктура образца после закалки от 830°C и последующего отпуска 600°C представлена на **рис. 1, г**. Превращение при этой температуре отпуска так же сопряжено выделением углерода из твердого раствора, образованием и ростом специальных карбидов легирующих элементов. Диффузионная подвижность атомов при

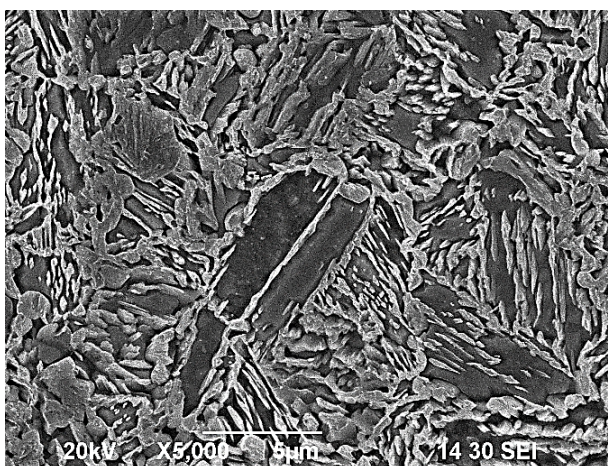
этой температуре достаточно велика, образование карбидов идет быстрее, в большем количестве, чем при температуре 550°C, происходит их сфероидизация, сами выделения достигают значительных размеров (до 0,1 мкм).

Однако выделение карбидной фазы протекает преимущественно по границам зерен, где происходит наибольшее обеднение легирующими элементами (**рис. 1, г**). Реечные кристаллы частично теряют свою форму, но между сохранившимися рейками все-таки присутствует небольшое количество остаточного аустенита. Согласно данным рентгеноструктурного дифрактометра, его количество составляет 1,6%. Твердость образца – 2856 МПа.

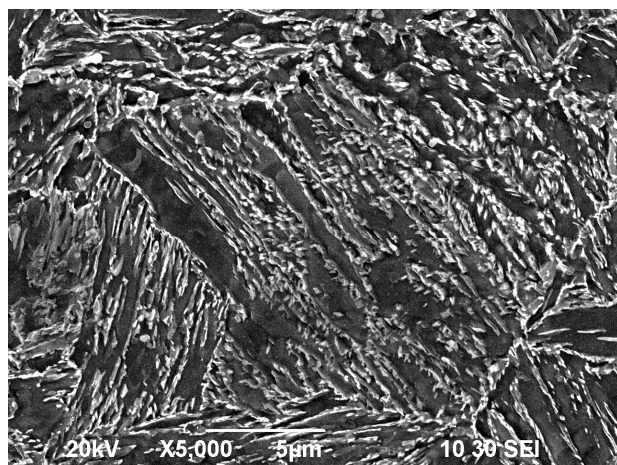
Микроструктура после двойной закалки (от 830 и 670°C с охлаждением в воде) представлена на **рис. 2, а**.



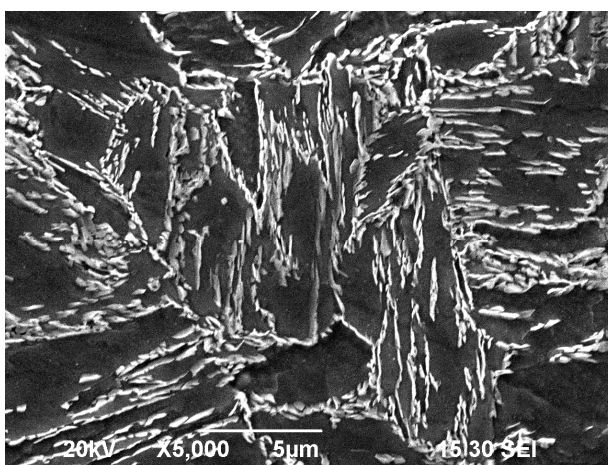
а



б



в



г

Рис. 2. Микроструктура после двойной закалки от 830 и 670°C (а, б) и последующего отпуска 550°C (в) и 600°C (г)

Температура нагрева под вторую закалку – 670°C находится в межкритическом интервале (МКИ) температур – превышает точку  $A_{c1}$  (624°C), но находится ниже  $A_{c3}$  (720°C) (рис. 3). Поэтому при повторном нагреве наряду с  $\alpha$  – фазой, «бывшим» мартенситом, который был в исходном состоянии и претерпел распад при нагреве, присутствует и новый аустенит. При охлаждении этот аустенит превращается в «новую порцию» мартенсита наряду со «старым». Таким образом, структура после двойной закалки от 830 и 670°C состоит из  $\alpha$  – фазы и «новой» мартенситной фазы, особенностью которой является наличие карбидных частиц и остаточного аустенита, расположенного по границам мартенситных кристаллов. Присутствие  $\alpha$  – фазы после двойной закалки из МКИ объясняет более низкое значение твердости (3319 МПа), чем после одинарной закалки (3744 МПа).

При двойной закалке из МКИ температур аустенит образуется на границах предшествующего аустенитного зерна. Причем нагрев в нижнюю часть МКИ сопровождается образованием аустенита, обогащенного не только углеродом, но и легирующими элементами [16].

При последующем охлаждении этот аустенит превращается в «новый» мартенсит, обогащенный элементами, стабилизирующими аустенит. При этом «новый» мартенсит имеет более низкую точку  $A_{c1}$ , чем мартенсит от первой закалки. Это подтверждается результатами, полученными с помощью дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК) (см. рис. 3): т.  $A_{c1}$  понижается  $\approx$  на 20°C и составляет 604°C, а т.  $A_{c3}$  не изменяется.

Таким образом, МКИ температур для исследуемой стали после одинарной закалки состав-

ляет  $\approx$  624–720°C, а после двойной –  $\approx$  604–720°C.

Микроструктура образцов после двойной закалки и последующего отпуска при температуре 550 и 600°C представлена на рис. 2, в–г. В процессе отпуска также происходит диффузионный распад мартенсита, но если при 500°C мартенсит сохраняет свое реечное строение (ориентацию), то при 600°C происходит нарушение ориентации. Таким образом, микроструктура после отпуска (550 и 600°C) состоит из  $\alpha$  – фазы, реек «нового» мартенсита, участков отпущенного мартенсита и остаточного стабильного аустенита с объемной долей около 4%.

Также были проведены дополнительные фактографические исследования образцов стали при криогенных температурах, которые позволили установить особенности их разрушения (рис. 4).

Поверхность излома после одинарной закалки и последующего отпуска 600°C приведена на рис. 4, а–б. Электронно-микроскопическое исследование показало, что в исследуемом образце обнаруживаются преимущественно «речные узоры» или «ручьистое строение» излома (показано стрелками) (см. рис. 4, б), являющееся следствием взаимодействия движущейся трещины с дефектами кристалла, а также наличие предпочтительных кристаллографических ориентировок фасеток скола, только лишь в отдельных местах встречаются участки с ямочным строением излома (показано на рис. 4, б). Таким образом, наблюдается реализация двух различных механизмов разрушения: хрупкого (или разрушения сколом) и вязкого (происходящего путем зарождения, роста и слияния микропор), но с преобладанием хрупкой составляющей.

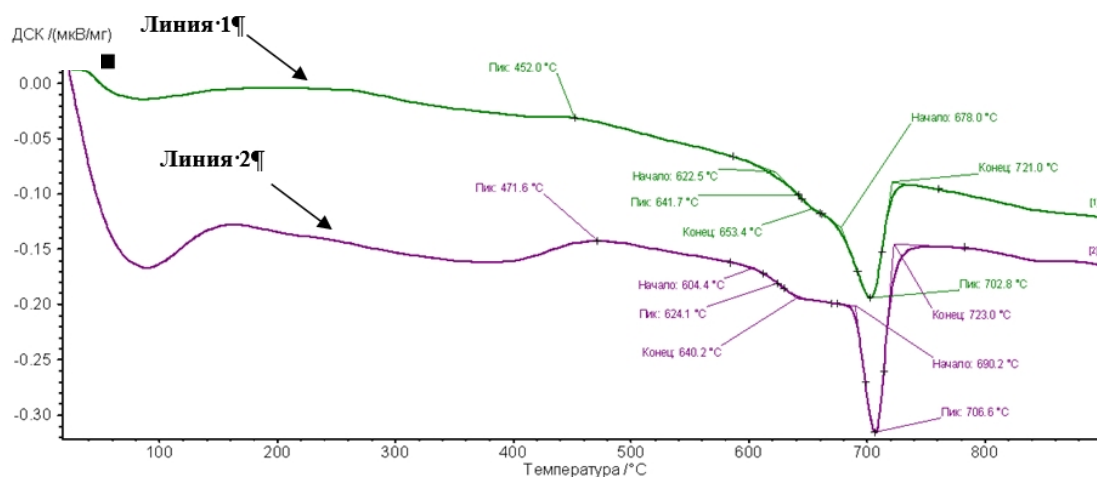


Рис. 3. Результаты дифференциально-сканирующей калориметрии при нагреве после одинарной закалки (от 830°C, линия 1) и двойной закалки от (830 и 670°C, линия 2)



Поверхность излома после двойной закалки и последующего отпуска 550 и 600°C приведена на **рис. 4**. Электронно-микроскопическое исследование обнаруживает присутствие ямочек, характерное «чашечное» строение излома. Как известно, вязкое разрушение обычно начинается с образованием микротрещин внутри или около частиц второй фазы или частиц неметаллических включений. Из-за сла-

бой когезивной прочности межфазной границы включение-матрица уже на ранней стадии образуются поры, которые растут и на изломе проявляются в виде ямок (см. **рис. 4, в**). Таким образом, данный вид излома можно отнести к вязкому (см. **рис. 4, в–г**).

Результаты измерения количества остаточного аустенита ( $A_{ост}$ ), твердости и размера зерна приведены в **табл. 3**.

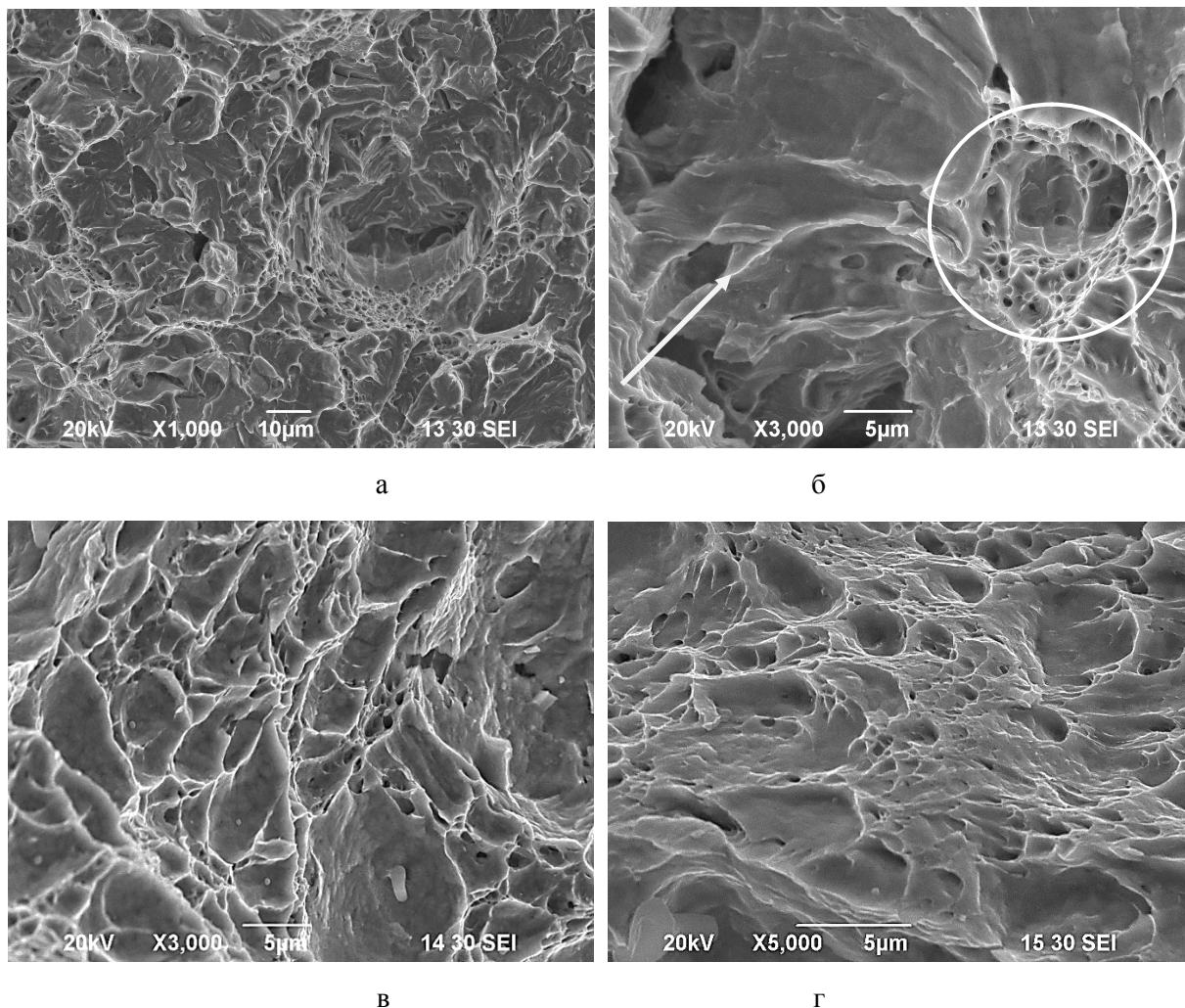


Рис. 4. Фрактографические исследования образцов после одинарной закалки (от 830°C) и последующего отпуска 600°C (а–б) и после двойной закалки (от 830 и 670°C) и последующего отпуска 550 и 600°C (в–г)

Таблица 3

Сводная таблица результатов исследований

Температура ТО, °C			Количество остаточного аустенита ( $A_{ост}$ ) при –196 °C, %	Характер разрушения	Твердость, $HV_1$ , МПа	Размер зерна $d_{cp}$ , мкм
Первая закалка (из $\gamma$ области)	Вторая закалка (из МКИ температур)	Отпуск				
830	–	500	1,3	Смешанный (хрупко-вязкий)	2972	11–14
	–	550	1,4		2955	11–12
	–	600	1,6		2856	8,9–11
	670	550	3,6	Вязкий	2875	6,8–9
	670	600	3,8		2826	9



### Заключение

Проведенные исследования позволили установить влияние одинарной, двойной закалки и последующего высокого отпуска при температурах 500, 550, 600°C на особенности формирования микроструктуры стали марки 0Н9А (9% Ni). Выявили, что после одинарной закалки и последующего отпуска в исследуемом диапазоне температур формируется структура, состоящая из мартенсита отпуска, аустенита остаточного,  $\alpha$  – фазы и карбидных частиц, выделяющихся преимущественно по границам зерен, что приводит к охрупчиванию стали. Данный факт подтверждается фрактографическими исследованиями. После двойной закалки и последующего отпуска в указанном диапазоне температур формируется дисперсная пластинчатая дулексная структура, состоящая из  $\alpha$  – фазы, реек «нового» мартенсита, участков со структурой отпущенного мартенсита и остаточного стабильного аустенита с объемной долей около 4%, что позволяет обеспечить сопротивление разрушению при криогенных температурах по вязкому механизму.

Также были определены критические точки криогенной стали, которые снижены по сравнению с традиционными углеродистыми сталями и составляют:  $A_{c1} \approx 624^\circ\text{C}$  и  $A_{c3} \approx 720^\circ\text{C}$ . Выявлено, что после двойной закалки происходит обогащение аустенита легирующими элементами, что вызывает дополнительное понижение точки  $A_{c1}$  на 20°C.

Выявленные закономерности представляют интерес не только с точки зрения анализа общей картины процесса структурообразования ферритных никелевых сталей, но и в аспекте влияния полученных двухфазных дулексных структур на особенности механизмов разрушения при криогенных температурах исследуемых сплавов, применяемых для изготовления резервуаров для хранения и транспортировки сжиженного газа. Использование полученных результатов новых научных данных позволит создавать и совершенствовать технологические режимы термической обработки сплавов указанного состава.

*Работа проведена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства, выполняемого с участием российского высшего учебного заведения (договор 03.G25.31.0235).*

### Список литературы

1. Назначение и область применения ультрахладостойкого наноструктурированного листового проката / П.П. Полецков, К. Хакимуллин, Д.Г. Набатчиков и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2017. Т. 15. №2. С. 85–88.
2. Seok Su Sohn, Seokmin Hong, Junghoon Lee Effects of Mn and Al contents on cryogenic-temperature tensile and

- Charpy impact properties in four austenitic high-Mn steels. Acta Materialia, 2015, vol. 100, pp. 39–52.
3. Lu Y.Q., Hui H. Investigation on Mechanical Behaviors of Cold Stretched and Cryogenic Stretched Austenitic Stainless Steel Pressure Vessels. Procedia Engineering, 2015, vol. 130, pp. 628–637.
4. Климатические испытания материалов, элементов конструкций, техники и оборудования в условиях экстремально низких температур / Е.Н. Каблов, М.П. Лебедев, О.В. Старцев и др. // Труды VI Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата Eurastrencold 2013. Якутск, 2013. С. 5–7.
5. Анализ технических требований, предъявляемых к ультрахладостойкому листовому прокату / М.В. Чукин, П.П. Полецков, Д.Г. Набатчиков и др. // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy. 2017. Т. 17. №2. С. 52–60.
6. Crismaru I.V., Dragomir-Stanciu D., Atanasiu M.V. The Behavior of a 1.4301 Stainless Steel Subjected to Cryogenic Temperatures. Procedia Technology, 2015, vol. 19, pp. 247–253.
7. Lu, Y.Q. Investigation on Mechanical Behaviors of Cold Stretched and Cryogenic Stretched Austenitic Stainless Steel Pressure Vessels. Procedia Engineering, 2015, vol. 130, pp. 628–637.
8. Разработка перспективных образцов криогенных сталей для газозовозов и стационарных танков-хранилищ сжиженного природного газа, предназначенных для использования в условиях Арктики / М.Ю. Матросов, В.Н. Зикеев, П.Г. Мартынов и др. // Арктика: экология и экономика. 2016. №4 (24). С. 80–89.
9. Горынин И.В., Легостаев Ю.Л., Осокин Е.П. Проблемы морской транспортировки сжиженного природного газа: Материалы для танков судов-газовозов // Судостроение. 2009. №5. С. 32–40.
10. Лавренченко Г.К., Копытин А.В. Криогенные комплексы производства и отгрузки СПГ, его приема, хранения и регазификации в системе международной торговли // Технич. газы. 2010. №3. С. 2–19.
11. Smith L., Craig B. Properties of Metallic Materials for LNG Service: Paper 57. Presented at 9th MECC, Bahrain, Febr. 12–14th 2001. <http://www.intetech.com/images/downloads/Paper57.pdf>.
12. Марочник сталей и сплавов. 2-е изд., доп. и испр. / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский и др.; под общ. ред. А.С. Зубченко. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.
13. ASTM A553/A553M/ Standard Specification for Pressure Vessel Plates? Alloy Steel Quenched and Tempered 7, 8 and 9% Ni // STANDARD by ASTM International. 2014.
14. EN 10028-4. Прокат плоский стальной для работы под давлением. Технические условия. Ч. 4. Никелевая легированная сталь с заданными свойствами при низких температурах.
15. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. М.: Metallurgy, 1984. 206 с.
16. Горынин И.В., Хлусова Е.И. Наноструктурированные стали для освоения месторождений шельфа Северного Ледовитого океана // Вестник РАН. 2010. №12. С. 1069–1075.
17. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей: пер. с англ. М.: Metallurgy, 1982. 183 с.

18. Шаров Б.П., Зикеев В.Н., Гладштейн Л.И. Свойства стали 0Н9 для криогенной техники // *Сталь*. 1988. №3. С. 76–78.
19. Термоциклическая обработка низкоуглеродистых сталей с закалкой из межкритического интервала температур / Коноплева Е.В., Энтие Р.И., Баязитов В.М. и др. // *МиТОМ*. 1988. №8.
20. Научно-производственный комплекс «Термодеформ» для создания новых технологий / В.М. Салганик, П.П. Полецков, М.О. Артамонова и др. // *Сталь*. 2014. №4. С. 104–107.
21. Коган, Матрохина Э.Ф., Энтин Р.И. Влияние аустенизации в межкритическом интервале температур на структуру и свойства низкоуглеродистых сталей // *ФММ*. 1981. Т. 52. Вып. 5.
22. Koptseva N.V., Chukin M.V., Nikitenko O.A. Use of the Thixomet pro software for quantitative analysis of the ultrafine-grain structure of low-and medium-carbon steels subjected to equal channel angular pressing // *Metal Science and Heat Treatment*. 2012. Vol. 54. №7–8. P. 387–392.
23. Счастливцев В.М., Копцева Н.В., Артемова Т.В. Электронно-микроскопическое исследование структуры мартенсита в малоуглеродистых сплавах железа // *Физика металлов и материаловедение*. 1976. Т. 41. №6. С. 1251–1260.
24. Садовский В.Д., Чупракова Н.П. Влияние термической обработки на количество остаточного аустенита и распад его при отпуске в конструкционных хромоникелевых сталях // *Тр. УФ АН СССР*. М.; Л.: Изд-во АН СССР, 1941. Вып. 10. С. 139–151.
25. Калетин А.Ю. Влияние остаточного аустенита на структуру и свойства конструкционных сталей после высокого отпуска: дис. ... канд. техн. наук. Свердловск, 1985. 199 с.
26. J.M. Zhang, H.Li, F. Yang, Q. Chi, L.K. Ji, Y.R. Feng. Effect of Heat Treatment Process on Mechanical Properties and Microstructure of a 9% Ni Steel for Large LNG Storage Tanks. *Journal of Materials Engineering and Performance*, December, 2013, vol. 22(12), pp. 3867–3871.
27. Штратман П., Хорнбоген Э. Механические свойства двухфазных дууплексных и дисперсных структур никелевых сталей // *Черные металлы*. 1979. №12. С. 35–40.
28. Nippes E.F., Balaguer J.P. A Study of the Weld Heat-Affected Zone Toughness of 9 % Nickel Steel. *Welding research supplement*. 1986.P. 237–243.
29. Erin Barrick. Fundamental Studies of Phase Transformations and Mechanical Properties in the Heat Affected Zone of 10 wt% Nickel Steel. A Thesis Presented to the Graduate and Research Committee of Lehigh University in Candidacy for the Degree of Master of Science, 2016, 134 p.
30. Производство высокопрочной стальной арматуры для железобетонных шпал нового поколения: монография / Чукин М.В., Корчунов А.Г., Бахшинов В.А. и др. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. 276 с.
31. Перспективы производства высокопрочного крепежа из заготовок из углеродистых сталей с ультрамелкозернистой структурой / М.В. Чукин, М.А. Полякова, Г.Ш. Рубин и др. // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. 2014. №1. С. 39–44.
32. Гун Г.С., Чукин М.В. Оптимизация процессов технологического и эксплуатационного деформирования изделий с покрытиями: монография. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2006. 323 с.
33. Создание и развитие теории квалитметрии металлургии / Гун Г.С., Рубин Г.Ш., Чукин М.В. и др. // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2003. №3. С. 67.
34. Гун Г.С., Пудов Е.А., Иванова Л.Б. Оптимизация процессов обработки металлов давлением по комплексному критерию качества // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 1986. №12. С. 47.

Поступила 19.03.18

Принята в печать 23.04.18

## INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

<https://doi.org/10.18503/1995-2732-2018-16-2-29-40>

## UNDERSTANDING THE EFFECT OF MULTI-STAGE HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE OF CRYOGENIC STRUCTURAL STEEL

**Pavel P. Poletskov** – DSc (Eng.), Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: pavel\_poletskov@mail.ru

**Sergey V. Denisov** – DSc (Eng.), Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: den-isovservl@yandex.ru

**Olga A. Nikitenko** – PhD (Eng.), research fellow

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: olganikiten-ko@list.ru

**Marina S. Gushchina** – postgraduate student

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: gush-china.ms@mail.ru

**Pavel A. Stekanov** – research fellow,

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: stekgroup@mail.ru

**Abstract**

**Problem Statement (Relevance):** Within the framework of a comprehensive project to create a hi-tech production process, which is carried out by the Nosov Magnitogorsk State Technical University in cooperation with the Magnitogorsk

Iron and Steel Works and funded by the Russian Ministry of Education and Science, work is being carried out to develop a prototype process to produce ultra cold-resistant nanostructured steel sheets that could substitute the imported materials, including cryogenic materials designed for application in



critically low temperatures, highly aggressive environments and in the Arctic. The use of special simulation equipment, the property of the Ther-modeform-NMSTU research centre and the Institute of Nanosteel, secures successful implementation of the project. With the help of the above facilities one can experiment with different production processes in order to find the way to yield new cold-resistant steels and steel sheets with import substitution in mind. **Objectives:** The objective of this research is to understand the effect of a multi-stage heat treatment process on the microstructure of steel sheets made of cryogenic structural steel with high cold resistance. **Methods Applied:** Using the capabilities of the Thermodeform-NMSTU laboratory complex, ingots were produced with given chemical compositions, which were hot-rolled and heat-treated under various modes. The following metallography equipment was used: the Meiji optical microscope with the Thixomet PRO image analyzer and the JSM 6490 LV scanning electron microscope. Differential scanning calorimetry (DSC) was performed on the Jupiter 449 F3 synchronous thermal analyzer. A Buchler Mikromet microhardness meter was used for hardness tests as per GOST 9450-60, which calls for the use of a pyramid indenter with a  $136^\circ$  angle between opposite faces. **Findings:** The critical temperatures (points) of the 0H9A (9% Ni) steel were determined, which appeared to be lower in comparison with traditional carbon steels. They were found to be as follows:  $A_{c1} \approx 624^\circ\text{C}$  and  $A_{c3} \approx 720^\circ\text{C}$ . It was found that, following double hardening, austenite was enriched with alloying elements, which caused an additional decrease in the point  $A_{c1}$  by  $20^\circ\text{C}$ . The effect of single and double hardening and the following high-temperature tempering (at 500, 550,  $600^\circ\text{C}$ ) was studied on the alloy and its microstructure. After simple hardening followed by tempering within the studied temperature range, a structure is formed consisting of tempered martensite, residual austenite,  $\alpha$ -phase and carbide particles, which precipitate predominantly at the grain boundaries leading to embrittlement. This is confirmed by fractographic studies. After double hardening followed by tempering within the specified temperature range, a dispersed lamellar duplex structure is formed consisting of an  $\alpha$ -phase, a "new" martensite, a tempered martensite, and a residual stable austenite with the volume fraction of about 4%, which ensures fracture toughness at cryogenic temperatures. **Practical Relevance:** The established regularities are of interest not only because they give a general understanding of the structural processes in ferritic nickel steels but also in terms of the relationship between the duplex structures obtained and the fracture mechanisms affecting the target alloys at cryogenic temperatures. Such alloys are used to make tanks for liquefied gas. Using the new scientific data obtained one can develop new and improve the existing heat treatment modes applicable to the specified alloys.

**Keywords:** Sheet steel, cryogenic structural steel, simple hardening, double hardening, multi-stage heat treatment, tempering, cold resistance, hardness.

*This research was funded by the Ministry of Education and Science of Russia as part of the comprehensive project to create a hi-tech production process implemented by a Russian higher education institution (Contract 03.G25.31.0235).*

## References

1. Poletskov P.P., Khakimullin K., Nabatchikov D.G. et al. The purpose and application of ultra cold-resistant nanostructured steel sheets. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2017, vol. 15, no. 2, pp. 85–88. (In Russ.)
2. Seok Su Sohn, Seokmin Hong, Junghoon Lee Effects of Mn and Al contents on cryogenic-temperature tensile and Charpy impact properties in four austenitic high-Mn steels. *Acta Materialia*, 2015, vol. 100, pp. 39–52.
3. Lu Y.Q., Hui H. Investigation on Mechanical Behaviors of Cold Stretched and Cryogenic Stretched Austenitic Stainless Steel Pressure Vessels. *Procedia Engineering*, 2015, vol. 130, pp. 628–637.
4. Kablov E.N., Lebedev M.P., Startsev O.V. et al. Climatic testing of materials, structural elements, machinery and equipment in extremely low temperatures. *Trudy VI evrazijskogo simpoziuma po problemam prochnosti materialov i mashin dlya regionov kholodnogo klimata Eurastrencold 2013* [Proceedings of the VI Eurasian Symposium on the Strength of Materials and Machines for Cold Regions Eurastrencold 2013]. Yakutsk, 2013, pp. 5–7. (In Russ.)
5. Chukin M.V., Poletskov P.P., Nabatchikov D.G. et al. Analysis of technical requirements for ultra-cold-resistant sheet metal. *Vestnik Yuzhno-Uralskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya* [Bulletin of the South Ural State University. Series: Metallurgy], 2017, vol. 17, no. 2, pp. 52–60. (In Russ.)
6. Crismaru I.V., Dragomir-Stanciu D., Atanasiu M.V. The Behavior of a 1.4301 Stainless Steel Subjected to Cryogenic Temperatures. *Procedia Technology*, 2015, vol. 19, pp. 247–253.
7. Lu, Y.Q. Investigation on Mechanical Behaviors of Cold Stretched and Cryogenic Stretched Austenitic Stainless Steel Pressure Vessels. *Procedia Engineering*, 2015, vol. 130, pp. 628–637.
8. Matrosov M.Yu., Zikeev V.N., Martynov P.G. et al. Development of promising cryogenic steels for gas carriers and stationary LNG storage tanks intended for use in the Arctic. *Arktika: ekologiya i ekonomika* [The Arctic: Ecology and Economy], 2016, no. 4, pp. 80–89. (In Russ.)
9. Gorynin I.V., Legostaev Yu. L., Osokin E.P. Problems of sea transportation of liquefied natural gas: Materials for tanks used on gas carrier vessels. *Sudostroenie* [Shipbuilding], 2009, no. 5, pp. 32–40. (In Russ.)
10. Lavrenchenko G.K., Kopytin A.V. Cryogenic complexes for the production and shipment of LNG, its reception, storage and regasification in international trade. *Tekhnicheskie gazy* [Technical gases], 2010, no. 3, pp. 2–19. (In Russ.)
11. Smith L., Craig B. Properties of Metallic Materials for LNG Service: Paper 57. Presented at 9th MECC, Bahrain, Febr. 12–14th 2001. <http://www.intetech.com/images/downloads/Paper57.pdf>.
12. Zubchenko A.S., Koloskov M.M., Kashirsky Yu.V. et al. *Maroch-nik stalej i splavov* [Steels and alloy grade guide]. Ed. by A.S. Zubchenko. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 784 p. (In Russ.)
13. ASTM A553/A553M/ Standard Specification for Pressure Vessel Plates. Alloy Steel Quenched and Tempered 7, 8 and 9% Ni // STANDARD by ASTM International. 2014.
14. BS EN 10028-4:2017 Flat products made of steels for pressure purposes. Nickel alloy steels with specified low temperature properties.

15. Golovanenko S.A., Fontstein N.M. *Dvukhfaznye nizkolegirovannye stali* [Two-phase low-alloy steels]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 206 p. (In Russ.)
16. Gorynin I.V., Khlusova E.I. Nanostructured steels for the development of deposits offshore the Arctic Ocean. *Vestnik RAN* [Bulletin of the Russian Academy of Sciences], 2010, no. 12, pp. 1069–1075.
17. Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalej* [Physical metallurgy and the design of steels]. Transl. from English. Moscow: Metallurgiya, 1982, 183 p.
18. Sharov B.P., Zikeev V.N., Gladshtein L.I. *Svoystva stali ON9 dlya kriogennoj tekhniki* [Properties of 0H9 steel for cryogenic technology]. *Stal'* [Steel], 1988, no. 3, pp. 76–78. (In Russ.)
19. Konopleva E.V., Entie R.I., Bayazitov V.M. et al. Thermocyclic treatment of low-carbon steels with quenching from the intercritical temperature range. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metallurgy and heat treatment of metals], 1988, no. 8. (In Russ.)
20. Salganik V.M., Poletskov P.P., Artamonova M.O. et al. Thermodeform, research and production complex for the creation of new technologies. *Stal'* [Steel], 2014, no. 4, pp. 104–107. (In Russ.)
21. Kogan, Matrokhina E.F., Entin R.I. Effect of austenitization in the intercritical temperature range on the structure and properties of low-carbon steels. *Fizika metallov i metallovedenie* [Physics of Metals and Metallurgy], 1981, vol. 52, no. 5. (In Russ.)
22. Koptseva N.V., Chukin M.V., Nikitenko O.A. Use of the Thixomet pro software for quantitative analysis of the ultrafine-grain structure of low- and medium-carbon steels subjected to equal channel angular pressing. *Metal Science and Heat Treatment*. 2012, no. 7–8, pp. 387–392.
23. Shchastlivtsev V.M., Koptseva N.V., Artemova T.V. Electron microscopical study of the structure of martensite in low-carbon iron alloys. *Fizika metallov i metallovedenie* [Physics of metals and metallurgy], 1976, vol. 41, no. 6, pp. 1251–1260. (In Russ.)
24. Sadovsky V.D., Chuprakova N.P. *Vliyanie termicheskoy obrabotki na kolichestvo ostatocnogo austenita i raspad ego pri otpuske v konstrukcionnykh khromonikelevykh stalyakh* [The effect of heat treatment on the amount of residual austenite and its decay during tempering in structural chromium-nickel steels]. *Tr. UF AN SSSR* [Proceedings of the Ufa branch of the USSR Academy of Sciences]. Moscow; Leningrad: Publishing House of the USSR Academy of Sciences, 1941, no. 10, pp. 139–151. (In Russ.)
25. Kaletin A.Yu. *Vliyanie ostatocnogo austenita na strukturu i svoystva konstrukcionnykh stalej posle vysokogo otpuska. Diss. kand. tekhn. nauk* [Effect of residual austenite on the structure and properties of structural steels after high-temperature tempering. PhD dissertation]. Sverdlovsk, 1985, 199 p. (In Russ.)
26. J.M. Zhang, H. Li, F. Yang, Q. Chi, L.K. Ji, Y.R. Feng. Effect of Heat Treatment Process on Mechanical Properties and Microstructure of a 9% Ni Steel for Large LNG Storage Tanks. *Journal of Materials Engineering and Performance*, December, 2013, vol. 22(12), pp. 3867–3871.
27. Stratman P., Hombogen E. Mechanical properties of two-phase duplex and dispersed structures of nickel steels. *Cher-nye metally* [Ferrous metals], 1979, no. 12, pp. 35–40.
28. Nippes E. F., Balaguer J. P. A Study of the Weld Heat-Affected Zone Toughness of 9% Nickel Steel. *Welding research supplement*. 1986, pp. 237–243.
29. Erin Barrick. Fundamental Studies of Phase Transformations and Mechanical Properties in the Heat Affected Zone of 10 wt% Nickel Steel. A Thesis Presented to the Graduate and Research Committee of Lehigh University in Candidacy for the Degree of Master of Science, 2016, 134 p.
30. Chukin M.V., Korchunov A.G., Bakshinov V.A. et al. *Proizvodstvo vysokoprochnoj stal'noj armatury dlya zhelezobetonnykh shpal novogo pokoleniya: monografiya* [Manufacture of high-strength steel reinforcement for new generation concrete sleepers: monograph]. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2014, 276 p. (In Russ.)
31. Chukin M.V., Polyakova M.A., Rubin G.Sh. et al. *Perspektivy proizvodstva vysokoprochnogo krepzha iz zagotovok iz uglerodistykh stalej s ultramelkozemistoj strukturoj* [Prospects for the production of high-strength fasteners from carbon steels with ultrafine-grain structure]. *Kuznechno-shtampovoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*. [Forging and stamping industry. Metal forming], 2014, no. 1, pp. 39–44. (In Russ.)
32. Gun G.S., Chukin M.V. *Optimizatsiya protsessov tekhnologicheskogo i ekspluatatsionnogo deformirovaniya izdelij s pokrytijami: monografiya* [Optimization of production and operational deformation of coated products: monograph]. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2006, 323 p. (In Russ.)
33. Gun G.S., Rubin G.Sh., Chukin M.V. et al. Formulating and developing a metallurgical quality theory. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2003, no. 3, p. 67. (In Russ.)
34. Gun G.S., Pudov E.A., Ivanova L.B. Optimization of metal forming processes using a comprehensive quality criterion. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenij. Chernaya metallurgiya* [Proceedings of Russian universities. Ferrous metallurgy], 1986, no. 12, p. 47. (In Russ.)

Received 19/03/18

Accepted 23/04/18

**Образец для цитирования**

Исследование влияния многостадийной термической обработки на особенности формирования микроструктуры криогенной конструкционной стали / Полецков П.П., Денисов С.В., Никитенко О.А., Гушина М.С., Стеканов П.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2018. Т.16. №2. С. 29–40. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2018-16-2-29-40>

**For citation**

Poletskov P.P., Denisov S.V., Nikitenko O.A., Gushchina M.S., Stekanov P.A., Understanding the effect of multi-stage heat treatment on the microstructure of cryogenic structural steel. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2018, vol. 16, no. 2, pp. 29–40. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2018-16-2-29-40>