

УДК 669.14.018.295:539.2

ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ПОДХОДЫ В СОЗДАНИИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ ХОРОШО СВАРИВАЕМЫХ СТАЛЕЙ С ЭЛЕМЕНТАМИ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ

Орыщенко А.С., д.т.н., генеральный директор (oaс@crism.ru)

ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт»
(191015, Россия, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49)

Аннотация. Для выполнения одной из важных задач России – освоения Арктики необходимо создание экономичных высокопрочных хладостойких сталей. Исследования показали, что для достижения этих целей необходимо создание механизма управления структурой, конечной целью которого является формирование квазиизотропной фрагментированной структуры в объеме металла, измельченной вплоть до наноуровня. Наиболее сильное воздействие на формирование мелкозернистой структуры оказывает интенсивная пластическая деформация в комбинации с рекристаллизацией и фазовыми превращениями. Для подтверждения теоретических и экспериментальных предпосылок были выполнены исследования на пластометре Gleeble-3800 и прокатном стане Кварто-800. Эксперименты проведены на плавках опытных сталей с углеродным эквивалентом $C_{\text{экв}} = 0,44 - 0,87 \%$. При моделировании технологических процессов на пластометре Gleeble-3800 деформация сжатием проводилась в две стадии – черновой при 1100 – 1080 °С и чистовой при 950 и 820 °С, что имитировало цикл деформации на промышленных станах Кварто-5000. Установлено, что зерно в стали измельчалось от 6,5 до 2,2 мкм после деформации 950 °С и до 1,1 мкм – при 810 °С. В структуре стали фиксировалось 20 – 37 % фрагментов размером менее 500 нм. В стали с $C_{\text{экв}} = 0,44 - 0,65 \%$ предел текучести изменялся от 500 до 700 МПа, что на 40 % превышало уровень стандартных значений. В стали с $C_{\text{экв}} = 0,65 - 0,87 \%$ предел текучести возрастал от 700 до 1150 МПа. Это значение прочности достигалось при повышении содержания никеля в стали до 3 %, при дальнейшем повышении его концентрации предел текучести не повышался. После прокатки на стане Кварто-800 стали с $C_{\text{экв}} = 0,60 - 0,87 \%$ за один проход с деформацией 70 % при температуре 1100 °С и непосредственной закалки с последующим отпуском при 600 °С достигнут предел текучести 1060 МПа. При этом влияние содержания никеля и изменения $C_{\text{экв}}$ в указанных пределах на упрочнение стали незначительно. Структура стали представляет бейнит со средним размером зерна 8,3 – 6,9 мкм с большой плотностью дислокаций $(1 - 2) \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ и большой степенью фрагментации внутри зерен. На базе новой технологии создана группа хладостойких сталей с пределом текучести 270 – 690 МПа с $C_{\text{экв}} = 0,32 - 0,65 \%$ в толщинах до 130 мм и рабочими температурами до –60 °С. Эти стали применяли для строительства атомных ледоколов, судов ледового класса, стационарных и плавучих буровых платформ для разведки и добычи углеводородов на арктическом шельфе России. Выполненные работы показывают возможность создания конструкционных сталей с существенно более низким (на 20 – 30 %) уровнем легирования по сравнению с аналогами, а также унификации химического состава сталей.

Ключевые слова: структура, термомеханическая обработка, пластическая деформация, пластометр, предел текучести, фрагментация, углеродный эквивалент, хладостойкие стали.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-919-924

Одной из актуальных проблем развития России является освоение Арктики, в первую очередь богато углеводородами континентального шельфа, обустройство островов и побережья, обеспечение бесперебойного круглогодичного плавания по Северному морскому пути.

Для выполнения этих задач необходимо создание экономичных высокопрочных хорошо свариваемых хладостойких сталей.

Кроме хладостойкости, эти стали должны отличаться высоким сопротивлением циклическим и динамическим нагрузкам от воздействия ветро-волновых, ледовых и сейсмических нагрузок, сопротивлением коррозионно-эрозионному износу в ледовых условиях и других экстремальных воздействий [1, 2].

Исследования показали, что для достижения указанных целей необходимо создание механизма управления структурой на всех иерархических уровнях за счет легирования, технологии выплавки, пластической деформации, термической обработки и др.

Конечной целью комплексного воздействия является формирование квазиизотропной фрагментированной структуры в объеме металла, измельченной вплоть до наноуровня.

Интересным оказалось то, что, в отличие от традиционных методов, при упрочнении с обеспечением даже частичного наноструктурирования повышение прочности не сопровождается снижением пластичности и вязкости ([рис. 1](#)).

Наоборот, при измельчении элементов структуры до наноуровня одновременно с прочностью возрастает вязкость и трещиностойкость.

Измельчение структур достигается за счет:

- интенсивной пластической деформации и структурных превращений;
- прецизионной термической обработки;
- управляемой кристаллизации и других мероприятий.

Теоретическая и экспериментальная оценка влияния пластической деформации показывают, что по

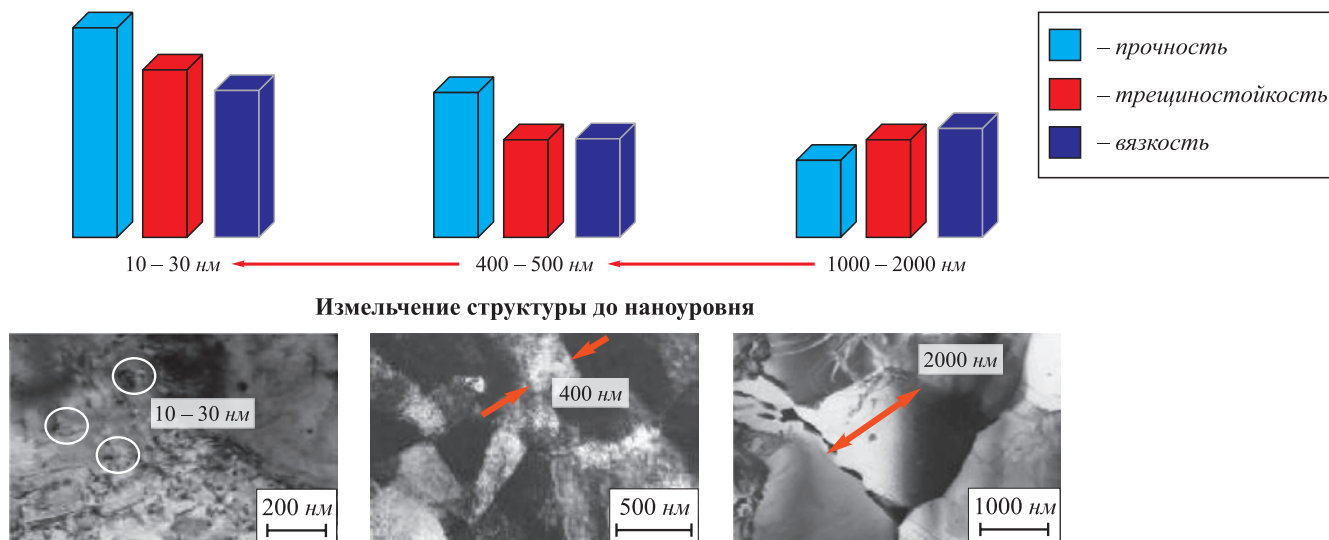


Рис. 1. Схема зависимости «структура – свойства»

Fig. 1. Diagram “structure – properties”

мере измельчения зерен от 500 мкм до 2000 – 3000 нм возрастет плотность дислокаций, прочность увеличивается по известному закону Холла–Пэтча и может достигать для малолегированной стали 500 – 600 МПа. При дальнейшем измельчении до 400 нм плотность дислокаций практически не изменяется, прочность возрастает до 700 – 800 МПа, причем в тем большей степени, чем больше доля наноструктуры. Особенно заметное упрочнение может наблюдаться при измельчении структуры до 100 – 200 нм (рис. 2). При этом плотность дислокаций уменьшается. Однако пластичность стали, вязкость, хладостойкость не только не снижаются, а наоборот повышаются, расширяется диапазон вязких разрушений при снижении температуры.

Это явление связано с тем, что наряду с дислокационным механизмом пластической деформации включается мощный механизм зернограничного проскальзывания,

поворота элементов структуры относительно направления внешних сил и др.

Наиболее сильным фактором воздействия на формирование мелкозернистой структуры является интенсивная пластическая деформация в комбинации с рекристаллизацией и фазовыми превращениями [3].

Для подтверждения теоретических и экспериментальных предпосылок были выполнены исследования с использованием:

- пластометрического комплекса Gleeble-3800;
- опытно-производственного прокатного стана Кварто 800;
- производственных станов Кварто 5000 на ПАО «Северсталь» и ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

Для проведения экспериментов было выплавлено восемь опытных сталей с $C_{\text{экив}}$ 0,44 – 0,87 %, соответст-

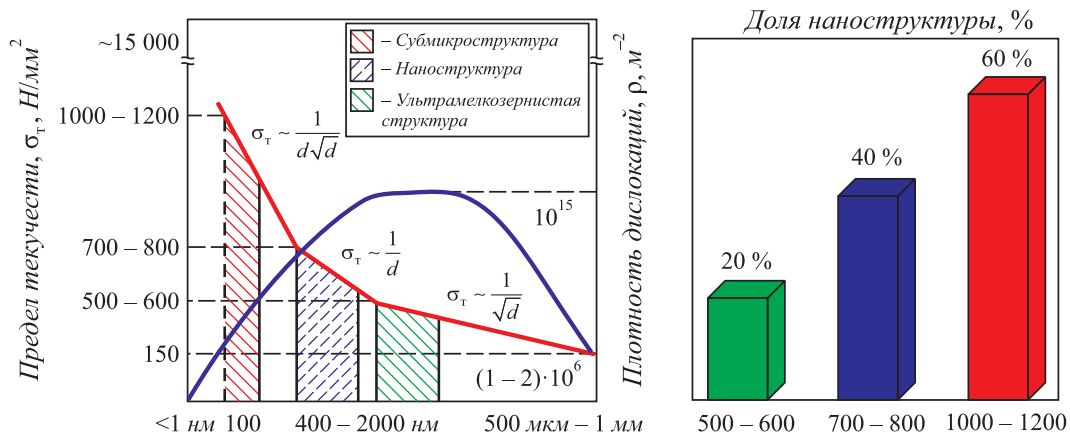


Рис. 2. Изменение показателей при изменении структуры [2]

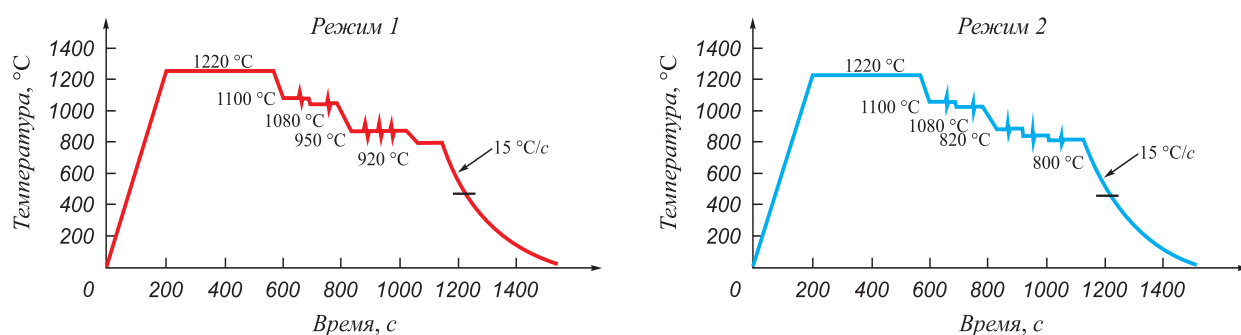
Fig. 2. Change in the steel parameters with structural change [2]

Химический состав опытных плавок

Chemical composition at experimental heats

Номер стали	C	Si	Mn	S	P	Cr + Ni + Cu	Al	N ₂	V + Nb + Mo + Ti	C _{экв} [*] , %	Структура
	% (по массе)										
1	0,06	0,24	1,71	0,003	0,010	0,59	0,027	0,006	0,331	0,44	Феррито-перлитная
2	0,09	0,24	0,65	0,002	0,006	2,37	0,020	0,008	0,229	0,46	
3	0,08	0,25	0,65	0,002	0,006	4,51	0,031	0,006	0,260	0,65	Бейнито-мартенситная
4	0,12	0,08	0,18	0,004	0,007	3,14	0,010	–	0,840	0,63	
5	0,12	0,09	0,17	0,004	0,006	4,18	0,010	–	0,820	0,68	
6	0,11	0,08	0,17	0,004	0,007	5,17	0,010	–	0,830	0,77	
7	0,11	0,09	0,19	0,004	0,007	5,95	0,010	–	0,820	0,81	
8	0,10	0,13	0,21	0,004	0,006	6,90	0,010	–	0,810	0,87	

$$* C_{\text{экв}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Cu} + \text{Ni}}{15} \quad [4]$$



Режим	Температура нагрева, °C	Температура черновой стадии, °C	Температура начала 2-й фазы прокатки, °C	Температура конца 2-й фазы прокатки, °C	Степень обжатия, %	Температура начала охлаждения, °C	Температура конца охлаждения, °C	Скорость охлаждения, °C/c
1	1220	1100 – 1080	950	950	50	920	100	15
2	1220	1100 – 1080	820	820	50	800	100	15

Рис. 3. Моделирование процессов термомеханической обработки с укоренным охлаждением с помощью пластометрического комплекса GLEEBLE-3800

Fig. 3. Simulation of thermomechanical controlled processing with high-rate cooling using plastometer Gleeble-3800

вующих производимым в промышленных условиях на станах Кварто 5000 (см. таблицу).

При моделировании технологических процессов на пластометре Gleeble-3800 (рис. 3) деформация сжатием проводилась в две стадии: черновая при температурах 1100 – 1080 °C и чистовая при 950 и 820 °C, что имитировало производственные циклы ТМО на станах Кварто 5000.

Образцы с исходными размерами 10×15 мм деформировались на 50 % со скоростью 1 м/с, скорость охлаждения составляла 15 °C/c.

В результате пластической деформации в среднем зерно измельчалось от 6,5 до 2,2 мкм при 950 °C и до 1,1 мкм при 820 °C (рис. 4).

Размеры отдельных фрагментов находились в пределах 0,5 – 1,5 мкм, а углы разориентировки между ними составляли 5 – 15°. В структуре также фиксировались 20 – 37 % фрагментов размером менее 500 нм.

Предел текучести стали 1 – 3 (см. таблицу) в зависимости от величины углеродного эквивалента от 0,44 до 0,65 % изменялся от 550 до 700 МПа, что на ~40 % превышало уровень стандартных значений для этих сталей. Следует отметить, что увеличение содержания Ni в этих сталях с 1,08 до 1,97 % не приводило к заметному упрочнению.

Большие значения прочности при моделировании ТМО на установке Gleeble-3800 получались при тех же режимах обработки на сталях с более высоким легированием карбидообразующими элементами. Предел текучести стали достигал значений 1100 – 1150 МПа при содержании никеля 3 % и при дальнейшем повышении его концентрации не увеличивался (рис. 5).

Для более приближенной к реальным условиям оценки упрочнения стали за счет больших пластических деформаций запущен в эксплуатацию стан Кварто 800 с давлением на валки 1680 т, возможностью

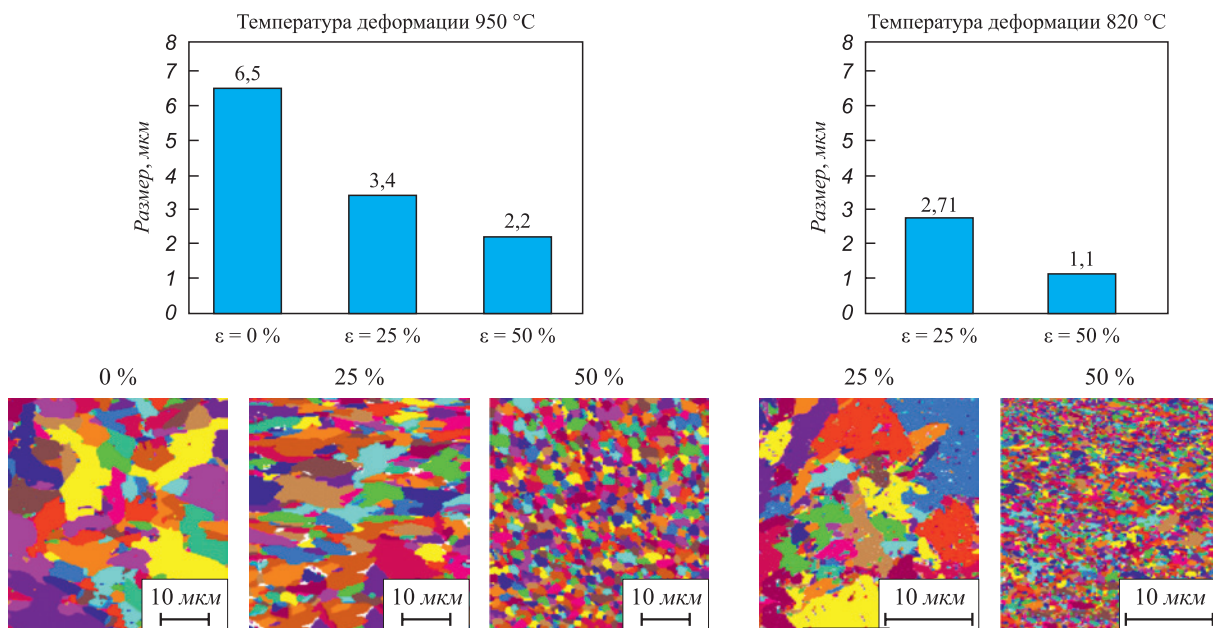


Рис. 4. Влияние условий деформации и температуры на средний размер элементов структуры стали с содержанием Ni <math>< 1\%</math>

Fig. 4. Effect of deformation and temperature conditions on the average size of structural elements of steel with the Ni content <math>< 1\%</math>

обжатия и выдержек в строго фиксированных температурных интервалах, а также регулируемой скоростью охлаждения после прокатки.

Этот стан позволяет имитировать удельные характеристики промышленных станков Кварто 5000 и имеет следующие характеристики:

- мощность нагревательной электрической печи – 150 кВт;
- рабочая температура печи – 200 – 1250 °C;
- размеры печи – 1300×1500×3000 мм;
- минимальное давление металла на валки рабочей клетки – 1680 т;

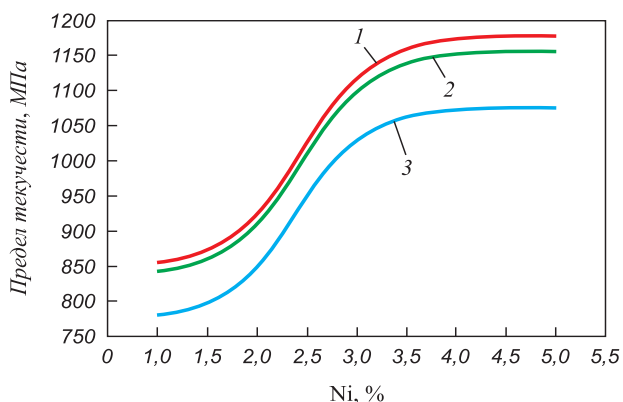


Рис. 5. Влияние содержания никеля и режимов деформации на упрочнение:

- 1 – $T = 820\text{ °C}$, $\epsilon = 50\%$; 2 – $T = 950 + 820\text{ °C}$, $\epsilon = 30 + 20\%$;
- 3 – $T = 950\text{ °C}$, $\epsilon = 50\%$

Fig. 5. Effect of nickel content and deformation conditions on the steel hardening:

- 1 – $T = 820\text{ °C}$, $\epsilon = 50\%$; 2 – $T = 950 + 820\text{ °C}$, $\epsilon = 30 + 20\%$;
- 3 – $T = 950\text{ °C}$, $\epsilon = 50\%$

- мощность привода – 2×750 кВт;
- скорость прокатки – 40 – 90 м/мин;
- диаметр рабочих валков – 560 мм, длина бочки – 800 мм.

На этом стане можно моделировать любой технологический процесс, в том числе термомеханическую обработку, воспроизводимую на промышленных станках Кварто 5000 ПАО «Северсталь» и ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат». Размер проката на стане Кварто 800 – (1 ÷ 100)×800×3000 мм.

В процессе производства стали на новом оборудовании возможно управление структурными изменениями на всех иерархических уровнях – формирование первичной равномерной дендритной структуры, измельчение аустенитного зерна за счет динамической, метадинамической и статической рекристаллизации в процессе деформации выше температуры рекристаллизации (черновая прокатка), дальнейшая фрагментация зерна аустенита в процессе чистой прокатки ниже температуры рекристаллизации, наследование структуры деформированного аустенита конечной структурой при фазовом превращении в процессе ускоренного охлаждения.

Разновидностью ТМО является закалка стали с прокатного нагрева (после непрерывной прокатки за несколько проходов).

После прокатки на стане 800 заготовок из сталей 4 – 8 (см. таблицу) при температуре 1100 °C за один проход с деформацией 70 % и непосредственной закалки с последующим отпуском при 600 °C достигнут предел текучести 1025 – 1060 МПа, при этом влияние содержания Ni и углеродного эквивалента в целом в пределах 0,6 – 0,9 % на упрочнение стали незначительно.

По-видимому, углеродный эквивалент стали с пределом текучести более 900 МПа при выполнении параметров прокатки, полученных на стане 800, может быть снижен до 0,6 – 0,65 %. Это позволит существенно уменьшить стоимость стали и кардинально повысить ее свариваемость.

Полученные результаты для этих сталей близки к данным, полученным на пластометре Gleeble-3800.

Освоенная к настоящему времени технология термомеханической обработки стали с $C_{\text{экв}}$ 0,4 – 0,6 % на промышленных станах [5, 6] также близка к результатам обработки этих сталей на пластометре Gleeble-3800.

Структура стали после ТМО и отпуска при 600 °С представляет бейнит со средними размерами 8,3 – 6,9 мкм с большой плотностью дислокаций (до $(1 - 2) \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$) и высокой степенью фрагментации, причем мало зависящих от содержания никеля [7 – 9].

На базе новых технологий создана группа хладостойких сталей с пределом текучести от 270 до 690 МПа с $C_{\text{экв}}$ в пределах 0,32 – 0,68 % в толщинах до 130 мм и рабочими температурами до (–40 °С) – (–60 °С).

Эти стали применены для строительства атомных ледоколов и других судов арктического плавания, стационарных и плавучих буровых платформ для разведки и добычи углеводородов на континентальном арктическом шельфе РФ [2, 10, 11].

Весьма впечатляющих результатов удалось достичь при разработке сталей для отечественных газонефтепроводов. За счет увеличения степени и дробности пластической деформации удалось повысить долю наноструктуры в этих сталях до 30 – 40 % и обеспечить уникальное сочетание прочности, пластичности и сопротивления хрупким разрушениям при низких температурах. Создание сталей категорий прочности от X70 до X100, а также K60 – K70 обеспечило строительство газопроводов диаметром 1420 мм Бованенково–Ухта, Восточная Сибирь – Тихий океан и др. [12–14].

Полигонные испытания показали преимущество отечественных труб по сравнению с иностранными аналогами, что обеспечивает полное импортозамещение.

Выполненные работы демонстрируют возможность создания наноструктурированных конструкционных сталей с существенно более низким уровнем легирования (до 20 – 30 %) по сравнению с существующими и с повышенной работоспособностью. При этом вполне вероятно широкая унификация химических составов и создание нескольких базовых составов для всех отраслей промышленности [15].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Орыщенко А.С., Хлусова Е.И., Шарапов М.Г. *Металловедение конструкционных свариваемых сталей*. – СПб.: Изд-во Политехнического университета, 2012. – 66 с.
2. Горынин И.В., Хлусова Е.И. *Наноструктурированные стали для освоения месторождений шельфа Северного Ледовитого океана // Вестник РАН*. 2010. № 12. С. 1069 – 1075.
3. Рыбин В.В. *Большие пластические деформации и вязкое разрушение*. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
4. ГОСТ Р 52927-2015. *Прокат для судостроения из стали нормальная, повышенной и высокой прочности*. – М.: Стандартинформ, 2015.
5. Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И., Голованов А.В. *Влияние параметров термомеханической обработки на структуру и свойства горячекатаной толстолистовой низколегированной стали улучшенной свариваемости // Производство проката*. 2006. № 3. С. 21 – 28.
6. Эфрон Л.И. *Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали*. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
7. Счастливец В.М., Табачникова Т.И., Яковлева И.Л. и др. *Микроструктура и свойства низкоуглеродистой свариваемой стали после термомеханического упрочнения // Физика металлов и материаловедение*. 2012. Т. 113. № 5. С. 507.
8. Хлусова Е.И., Круглова А.А., Орлов В.В. *Влияние химического состава, термической и термомеханической обработок на размер аустенитного зерна в низкоуглеродистой стали // Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. № 2. С. 8 – 12.
9. Хлусова Е.И., Михайлов М.С., Орлов В.В. *Особенности формирования структуры толстолистовой низкоуглеродистой стали при термомеханической обработке // Деформация и разрушение*. 2007. № 6. С. 18 – 25.
10. Голосиенко С.А., Сошина Т.В., Хлусова Е.И. *Новые высокопрочные стали для арктического применения // Производство проката*. 2014. № 2. С. 17 – 25.
11. Башаев А.К., Зыков В.В., Легостаев Ю.Л., Тишков В.Я. *Свариваемые хладостойкие стали для морской стационарной платформы. «Приразломная» // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства*. 2000. Вып. 23. С. 114 – 137.
12. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. *Сталь для магистральных трубопроводов*. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
13. Сыч О.В., Хлусова Е.И., Орлов В.В., Круглова А.А. *Усовершенствование химического состава и технологических режимов производства штрипса K65-K70 (X80-X90) на базе имитационного моделирования // Металлург*. 2013. № 2. С. 50 – 58.
14. Коротовская С.А., Нестерова Е.В., Орлов В.В., Хлусова Е.И. *Влияние параметров пластической деформации на формирование ультрамелкозернистой структуры в низколегированных бейнитных сталях // Вопросы материаловедения*. 2011. № 1 (65). С. 100 – 109.
15. Коротовская С.В., Орлов В.В., Хлусова Е.И. *Управление процессами структурообразования при термомеханической обработке судостроительных и трубных сталей унифицированного химического состава // Металлург*. 2014. № 5. С. 71 – 78.

Поступила 16 января 2017 г.

FUNDAMENTAL APPROACHES IN THE DEVELOPMENT OF HIGH-STRENGTH STRUCTURAL EASY-TO-WELD STEELS WITH NANOSTRUCTURING

A.S. Oryshchenko

Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute”, St. Petersburg, Russia

Abstract. The Russian Arctic region development considered as one of the most important national tasks to be realized makes it necessary the creation of economic high-strength cold-resistant steels. Investigations have shown that for this purpose to be achieved it is necessary to develop the mechanism of structure control aimed at forming a quasi-isotropic fragmented structure in the metal volume to be refined till the nanolevel. The fine-grained structure formation is most affected by an intensive plastic strain combined with recrystallization and phase transformations. A number of investigations were conducted using a plastometer Gleeble-3800 and a rolling mill Quarto-800 for supporting theoretical and experimental assumptions. The experiments were carried out on the experimental heats of steels with the carbon equivalent $C_E = 0.44 - 0.87\%$. In modeling of the technological processes on the plastometer Gleeble-3800, compression deformation was conducted in 2 stages – roughing at 1100 – 1080 °C and finishing at 950 °C and 820 °C that simulated a strain cycle on the industrial mills Quarto-5000. It has been found that the steel grain was refined from 6.5 to 2.2 μm after deformation at 950 °C and to 1.1 μm – at 810 °C. 20 – 37 % of fragments of less than 500 nm were recorded in the steel structure. For steel with $C_E = 0.44 - 0.65\%$ the yield strength changed from 500 MPa to 700 MPa that was 40 % higher than the level of standard values. For steel with $C_E = 0.65 - 0.87\%$, the yield strength increased from 700 MPa to 1150 MPa. This strength value was achieved with increasing the nickel content of steel up to 3 %, with further increase in its concentration the yield strength remained the same. After rolling the steel with $C_E = 0.60 - 0.87\%$ on the mill Quarto-800 in one pass with a 70 % deformation at temperature of 1100 °C and direct quenching followed by tempering at 600 °C, the yield strength of 1060 MPa, thus, the effect of the nickel content and the change of C_E within the stated limits on the steel hardening were insignificant. The steel structure is bainite with the average grain size of 8.3 – 6.9 μm with a high dislocation density of $(1 - 2) \cdot 10^{15} \text{ m}^{-2}$ and a great extent of intragranular fragmentation. Based on the new technology, a group of cold-resistant steels with yield strength of 270 – 690 MPa and $C_E = 0.32 - 0.65\%$ up to 130 mm in thickness and operating temperatures down to –60 °C has been developed. These steels were used in the building of nuclear-powered ice-breakers, ice-going ships, stationary and floating drilling platforms for the exploration and extraction of hydrocarbons in the Arctic Russian offshore zones. The completed work shows the possibility of developing structural steels with a significantly lower level of alloying (by 20 – 30 %) as compared to the steel analogues as well as that of unifying the chemical composition of steels.

Keywords: structure, thermomechanical controlled processing, plastic strain, plastometer, yield strength, fragmentation, carbon equivalent, cold-resistant steels.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-919-924

REFERENCES

- Oryshchenko A.S., Khlusova E.I., Sharapov M.G. *Metallovedenie konstruktsionnykh svarivaemykh staley* [Metal science of structural welded steels]. St. Petersburg: Izd-vo Politekhnikeskogo universiteta, 2012, 66 p. (In Russ.).
- Gorynin I.V., Khlusova E.I. Nanostructured steels for developing the shelf of the Arctic Ocean. *Herald of the Russian Academy of Sciences*. 2010, vol. 80, no. 6, pp. 507–513.
- Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i vyzkoe razrushenie* [Large plastic deformations and viscous fracture]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 224 p. (In Russ.).
- GOST R 52927-2015. *Prokat dlya sudostroeniya iz stali normal'noi, povyshennoi i vysokoi prochnosti* [Rolled steel for shipbuilding of steel with normal, heightened and high strength]. Moscow: Standartinform, 2015. (In Russ.).
- Kruglova A.A., Orlov V.V., Khlusova E.I., Golovanov A.V. Influence of thermomechanical processing parameters on the structure and properties of hot-rolled thick-plate low-alloyed steel with improved weldability. *Proizvodstvo prokata*. 2006, no. 3, pp. 21–28. (In Russ.).
- Efron L.I. *Metallovedenie v "bol'shoi" metallurgii. Trubnye stali* [Metal science in “big” metallurgy: Pipe steel]. Moscow: Metallurgizdat, 2012, 696 p. (In Russ.).
- Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Klyueva S.Yu., Kruglova A.A., Orlov V.V., Khlusova E.I. Microstructure and properties of low-carbon weld steel after thermomechanical strengthening. *Physics of Metals and Metallography*. 2012, vol. 113, no. 5, pp. 480–488.
- Khlusova E.I., Kruglova A.A., Orlov V.V. Effect of hot plastic deformation in the austenite interval on structure formation in low-alloyed low-carbon steel. *Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, no 11-12, pp. 556–560.
- Khlusova E.I., Mikhailov M.S., Orlov V.V. Features of structure formation of thick-plate low-carbon steel at thermomechanical processing. *Deformatsiya i razrushenie*. 2007, no. 6, pp. 18–25. (In Russ.).
- Golosienko S.A., Soshina T.V., Khlusova E.I. New high-strength steels for arctic applications. *Proizvodstvo prokata*. 2014, no. 2, pp. 17–25. (In Russ.).
- Bashaev A.K., Zykov V.V., Legostaev Yu.L., Tishkov V.Ya. Welded cold-resistant steels for marine stationary platform Prirazlomnaya. *Nauchno-tehnicheskii sbornik Rossiiskogo Morskogo Registra sudokhodstva*. 2000, Issue 23, pp. 114–137. (In Russ.).
- Matrosov Yu.I., Litvinenko D.A., Golovanenko S.A. *Stal' dlya magistral'nykh truboprovodov* [Steel for main pipelines]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 288 p. (In Russ.).
- Sych O.V., Khlusova E.I., Orlov V.V., Kruglova A.A. Improvement of chemical composition and production regimes for manufacture of K65-K70 (X80-X90) strip based on simulation. *Metallurgist*. 2013, vol. 57, no. 1-2, pp. 113-122.
- Korotovskaya S.A., Nesterova E.V., Orlov V.V., Khlusova E.I. Influence of the parameters of plastic deformation on formation of ultrafine-grained structure in low-alloyed bainitic steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2011, no. 1 (65), pp. 100–109. (In Russ.).
- Korotovskaya S.V., Orlov V.V., Khlusova E.I. Control of structure formation during thermomechanical treatment of shipbuilding and pipe steels of unified chemical composition. *Metallurgist*. 2014, vol. 58, no 5–6, pp. 406–414.

Information about the author:

A.S. Oryshchenko, Dr. Sci. (Eng.), General Director (oac@crism.ru)

Received January 16, 2017