

УДК 669.14.018

ВЗАИМОСВЯЗЬ УРОВНЯ ЛЕГИРОВАНИЯ, СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Орыщенко А.С., д.т.н., генеральный директор

Малышевский В.А., д.т.н., советник генерального директора (victorm@crism.ru)

Петров С.Н., к.х.н., начальник лаборатории

Шумилов Е.А., инженер II категории

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

Аннотация. В связи с необходимостью решения важных проблем освоения мирового океана, особенно арктических районов, необходимо строительство современного флота, в том числе атомных ледоколов, судов арктического плавания, газозовозов, стационарных и плавучих буровых платформ, подводных комплексов, обеспечивающих добычу нефти и газа на континентальном шельфе, обустройство прибрежных районов, строительство портов. Для этого требуется большое количество хладостойких, хорошо свариваемых сталей, причем сталей высокопрочных с целью снижения металлоемкости конструкций. Именно для решения этих задач развернуто строительство дальневосточной, самой крупной в России и в мире, судостроительной верфи «Звезда», модернизируется Выборгский судостроительный завод, «Северная верфь» в г. Санкт-Петербург и др. Создание новых сталей, по возможности с минимальным легированием, унифицированным химическим составом для обеспечения возможности разработки более экономичных технологий сварки и сборки столь уникальных конструкций судов и морских технических сооружений является насущной задачей. В работе рассмотрены вопросы формирования структуры низколегированных сталей с переменным содержанием никеля в процессе пластического деформирования. Исследования проводились на образцах от трех опытных плавок разного химического состава, отличающихся содержанием никеля (0,5, 1 и 2 %). Для выбранных сталей проведены испытания на исследовательском комплексе «Gleeble 3800», имитирующие термомеханическую обработку с различными температурными параметрами чистовой стадии прокатки и с ускоренным охлаждением до заданной температуры. В работе представлены результаты исследования структуры методами оптической металлографии и кристаллографического анализа с применением сканирующей электронной микроскопии (EBSD-анализ), определены механические свойства. Показано, что схема термомеханического воздействия должна быть выбрана в зависимости от уровня легирования, т. е. от конечной превращенной структуры стали (феррито-бейнитной, бейнитной или мартенсито-бейнитной). Установлено, что в сталях с феррито-бейнитной структурой наиболее эффективно упрочнение получено за счет создания малоугловых границ в α -фазе при пластической деформации. Стали с бейнитной структурой не склонны к значительному упрочнению за счет изменения температурных параметров деформации на чистовой стадии термомеханической обработки, а в мартенсито-бейнитных сталях не выявлено режимов, обеспечивающих создание дополнительных малоугловых границ, что, возможно, связано с последующим воздействием полиморфного превращения по сдвиговому механизму.

Ключевые слова: термомеханическая обработка, пластическая деформация, легирование, малоугловые границы, большеугловые границы, структурные элементы, дифракция обратно рассеянных электронов.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-179-186

Развитие технологий термомеханической обработки конструкционных сталей и повышение уровня автоматизации прокатного оборудования позволяет реализовывать технологические режимы с точностью воспроизведения параметров в 3 – 4 раза выше, чем регламентировалось нормативно-технологической документацией разработки конца XX века. В связи с этим, можно полагать, что уровень легирования высокопрочных сталей возможно ограничивать с целью снижения стоимости и, естественно, повышения свариваемости за счет снижения углеродного эквивалента $C_{\text{экв}}$, а вклад легирующих элементов компенсировать путем применения специальных высокоточных технологических воздействий, обеспечивая высокий уровень физико-механических свойств и сопротивление хрупким и вязким разрушениям.

В ранее опубликованных работах [1 – 5] было показано, что для низколегированных сталей формирова-

ние элементов структуры размером менее 400 – 500 нм (0,4 – 0,5 мкм) приводит к существенному улучшению потребительских свойств – сочетанию высокой прочности (до 650 МПа) и одновременно высокой трещиностойкости до температур -40°C . Способом получения мелкозернистой структуры являлась горячая пластическая деформация стали, микролегированной ванадием и ниобием [6].

Дальнейшим перспективным направлением использования разработанных подходов является создание новых высокопрочных конструкционных сталей со сниженным легированием на базе ультрамелкозернистых структур, формируемых при комплексном термомеханическом воздействии и последующих фазовых превращениях. В этом случае металл испытывает внешний наклеп вследствие обработки металла давлением – горячей пластической деформации и фазовый наклеп

вследствие различия удельных объемов γ - и α -фаз. Однако для высокопрочных сталей недостаточно данных о влиянии режимов горячей пластической деформацией на параметры структуры.

В связи с этим, целью настоящей работы являлось установление возможности снижения содержания легирующих элементов, в первую очередь никеля, и углеродного эквивалента для повышения свариваемости стали по сравнению с равнопрочными аналогами.

Исследования проводились на образцах от трех опытных плавов низкоуглеродистой хромоникелевой стали разного химического состава, заметно отличающихся содержанием никеля (0,52, 1,08 и 1,97 %) (табл. 1).

Выплавка производилась в открытой индукционной печи с емкостью тигля 250 кг и последующей разливкой в слитки весом 16 и 25 кг. Разливка проходила, начиная со слитка, содержащего минимальное содержание никеля, с поэтапным делегированием жидкого металла в печи и подогревом (при необходимости). При разливке обеспечивалось отсутствие шлака в слитке.

После выплавки слитки подвергались ковке на кузнечном молоте М-1345 до промежуточной толщины 40 мм и прокатке на стане горячей прокатки ДУО-600 с целью получения заготовок толщиной 18 – 20 мм.

Режим прокатки кованых заготовок приведен ниже.

Температура посадки заготовок, °С, не менее	500
Температура нагрева, °С	1210 ± 10
Время выдержки при нагреве, мин	30

Толщина начальная, мм	40
Температура начала прокатки, °С	1100 ± 20
Режим деформации, %	20 – 20 – 20
Толщина конечная, мм	19 ± 1
Температура конца прокатки, °С	900 ± 50

Температура печей перед посадкой заготовок для нагрева под прокатку составляла не ниже 500 °С, время предварительной выдержки при этой температуре – не менее 30 мин. Прокатка заготовок производилась форсировано в высоком темпе при максимальной скорости вращения валков при обжатиях за проход 20 % (три прохода) на толщину 19 мм и ширину 100 мм. Температура конца прокатки составляла 850 – 950 °С. Указанный режим имитировал высокотемпературную стадию двухстадийной прокатки.

Имитация высокотемпературной и низкотемпературной (второй) стадии термомеханической обработки проводилась на маломасштабных образцах. От каждого листа изготавливались цилиндрические образцы размером 10×15 мм для проведения имитационного моделирования технологических процессов на многофункциональном исследовательском комплексе Gleeble 3800. На этих образцах было опробовано три режима термопластического моделирования (температурные и деформационные параметры режимов приведены в табл. 2, 3). Температура окончания охлаждения выбиралась с целью завершения этого процесса в области бейнитного превращения [7, 9].

Таблица 1

Фактический химический состав исследованных плавов

Table 1. Actual chemical composition of the examined heats

Номер плавки	Содержание элемента, %*											C _{экв} , %
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	V + Nb + Ti	S	P	N	
1	0,08	0,13	0,25	0,34	0,52	0,51	0,29	0,077	0,007	0,005	0,006 (расчет)	0,32
2	0,08	0,14	0,23	0,37	1,08	0,50	0,29	0,075	0,006	0,003		0,36
3	0,08	0,22	0,52	0,36	1,97	0,50	0,31	0,094	0,005	0,003		0,47

* Здесь и далее % (по массе).

Таблица 2

Температурные параметры имитации режимов пластической деформации на установке Gleeble 3800

Table 3. Temperature parameters of simulation of plastic deformation modes at Gleeble 3800 complex

Номер режима	Температура, °С						Скорость охлаждения, °С/с
	нагрева	черновой стадии ролатки	начала чистовой стадии прокатки	конца чистовой стадии прокатки	начала охлаждения	конца охлаждения	
1	1100	1100 – 1080	820	820	800	500	20
2			870	870	800		
3			780	780	780		

Таблица 3

Деформационные параметры имитации режимов пластической деформации на установке Gleeble 3800

Table 4. Deformation parameters of simulation of plastic deformation modes at Gleeble 3800 complex

Стадии прокатки	Обжатие, %	Толщина до обжатия, мм	Толщина после обжатия, мм
Черновая	17	15,00	12,45
	20	12,45	9,96
Чистовая	10	9,96	8,96
	12	8,96	7,88
	12	7,88	6,93

Металлографические исследования выполняли на образцах от каждой плавки, испытанных по трем режимам, с помощью моторизованного оптического микроскопа Axiovert 200 MAT, оснащенного анализатором изображений Thixomet. Размер действительного зерна оценивали по ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна».

Для оценки дисперсности элементов структуры выполнялся кристаллографический анализ микро-структуры исследуемых образцов с помощью СЭМ QUANTA 3D методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ). Оценивались размеры структурных элементов и анизотропия их формы, угол толерантности составил 5° . Разворот элементов структуры на 5° характерен для фрагментов деформационного происхождения [10, 11], при этом их можно рассматривать в качестве «псевдозерен», вносящих вклад в повышение прочности и трещиностойкости за счет так называемых «полупроницаемых» границ [12].

Определение предела текучести проводилось на исследовательском комплексе Gleeble 3800 по диаграммам сжатия. Для определения условного предела текучести отбирались образцы от каждой плавки, испытанные по

трем режимам, из которых изготавливались цилиндрические образцы на сжатие размерами 6×12 мм.

Основной целью исследований являлось выявление режимов, обеспечивающих формирование структуры с минимальным размером элементов и максимальной долей разориентировок границ в области малоуглового ($5 - 15^\circ$) и большеуглового ($>15^\circ$) спектра. Все температуры прокатки располагались в области температур заторможенной рекристаллизации аустенита (на $50 - 150^\circ\text{C}$ ниже). Таким образом, ожидалось, что конечная структура будет определяться состоянием аустенита после пластической деформации [13 – 17].

Исследование микроструктуры сталей с различным содержанием никеля после испытаний на установке Gleeble 3800 с варьированием температуры деформации на чистовой стадии прокатки показало следующее.

Для стали состава № 1 с содержанием $0,5\%$ Ni структура представляет собой феррито-перлитную смесь, причем с повышением температуры конца деформации от 780 до 870°C содержание перлита увеличивается, а зерно феррита укрупняется (рис. 1). Структура образцов после деформации при 820 и 870°C обладает видимой разнотерностью, размеры зерен изменяются от 50 до 100 мкм (номер зерна от 3 до 6). Структура после деформации при 780°C также имеет зерна разных размеров от 20 до 60 мкм (номер зерна от 4 до 7).

В стали состава № 2 с содержанием $1,08\%$ Ni сформировалась феррито-бейнитная структура с различным соотношением структурных составляющих в зависимости от выбранного режима обработки (рис. 2). Наименьшее содержание феррита наблюдается у образцов после деформации на чистовой стадии прокатки при 820°C , эта структура наиболее мелкодисперсная (номер зерна 9 – 10). Структура стали после деформации при 780 и 870°C отличается большей разнотерностью, зерно заметно крупнее (номер зерна 7 – 8). При повышении температуры окончания деформации возрастает доля бейнита игольчатой морфологии.

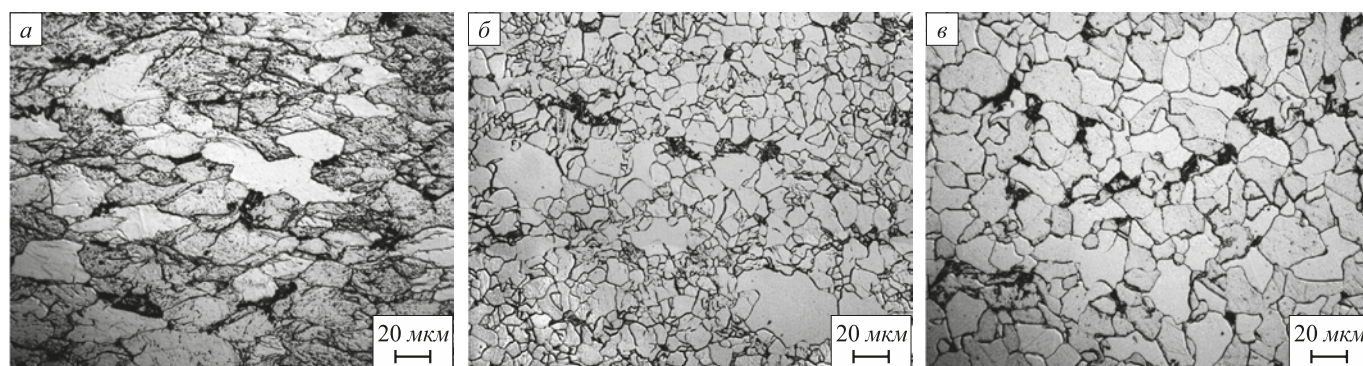


Рис. 1. Структура стали состава № 1 после деформации на чистовой стадии прокатки: а – при 780°C ; б – при 820°C ; в – при 870°C и охлаждения до 500°C со скоростью 20°C/s

Fig. 1. Steel structure of composition No. 1 after deformation at the finishing rolling stage: а – at 780°C ; б – at 820°C ; в – at 870°C and cooling to 500°C at the rate of 20°C/s

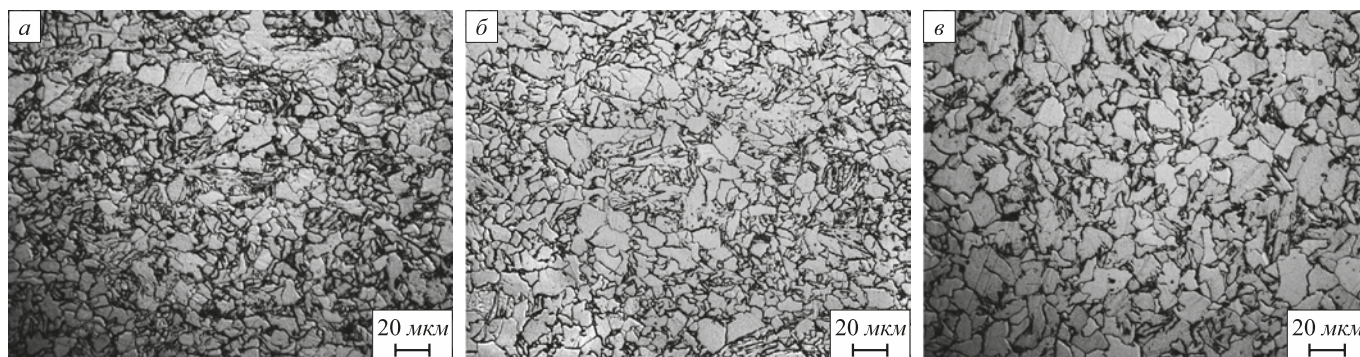


Рис. 2. Структура стали состава № 2 после деформации на чистовой стадии прокатки:
а – при 780 °С; б – при 820 °С; в – при 870 °С и охлаждения до 500 °С со скоростью 20 °С/с

Fig. 2. Steel structure of composition No. 2 after deformation at the finishing rolling stage:
а – at 780 °C; б – at 820 °C; в – at 870 °C and cooling to 500 °C at the rate of 20 °C/s

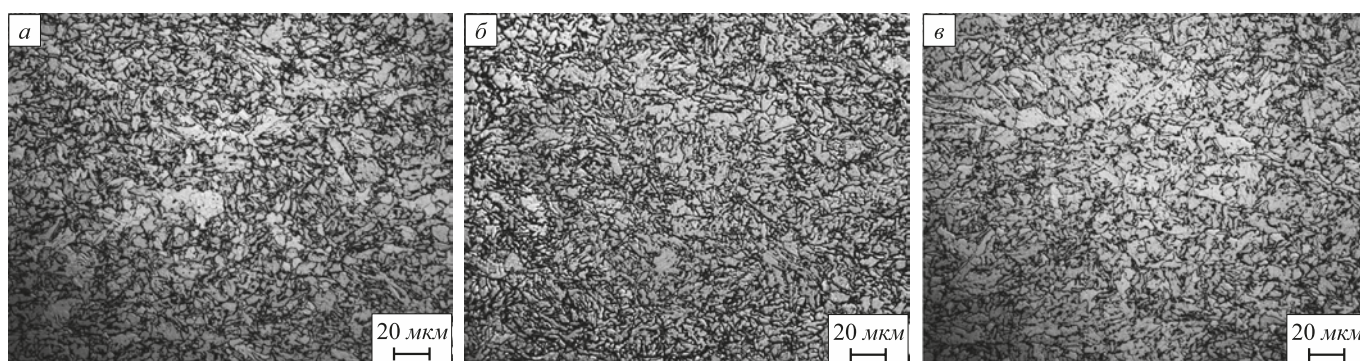


Рис. 3. Структура стали состава № 3 после деформации на чистовой стадии прокатки:
а – при 780 °С; б – при 820 °С; в – при 870 °С и охлаждения до 500 °С со скоростью 20 °С/с

Fig. 3. Steel structure of composition No. 3 after deformation at the finishing rolling stage:
а – at 780 °C; б – at 820 °C; в – at 870 °C and cooling to 500 °C at the rate of 20 °C/s

В стали состава № 3 с содержанием 1,97 % Ni формируется бейнит смешанной – гранулярной и игольчатой морфологии (рис. 3). Независимо от температуры деформации, образуется дисперсная структура (номер зерна 11 – 12). Образцы с режимом деформации на чистовой стадии при температуре 780 °С имеют гранулярный тип структуры бейнита с извилистыми границами. Однако наблюдается разнотернистость, что может быть связано с ускоряющим влиянием деформации на диффузионное превращение и рост отдельных ферритных зерен. При повышении температуры деформации до 820 °С разнотернистость уменьшается и появляется реечный тип структурной составляющей, доля которой увеличивается. В образцах, испытанных по режиму с деформацией при 870 °С, размер ферритных зерен мельче, а областей бейнита крупнее.

Дисперсность элементов структуры и разориентировки их границ оценивали с помощью кристаллографического анализа микроструктуры исследуемых образцов с помощью СЭМ QUANTA 3D методом дифракции обратно рассеянных электронов.

Для изучения сталей с феррито-перлитной (состав № 1), феррито-бейнитной (состав № 2) и смешанной

бейнитной (состав № 3) структурой в распределении междолинных границ по разориентировкам характерно присутствие двух пиков в диапазонах 4 – 10 и 50 – 60°, первый из которых образован так называемыми малоугловыми границами (МУГ) деформационного происхождения, $\theta < 15^\circ$, а второй – большеугловыми границами (БУГ), $\theta \geq 15^\circ$.

Большеугловые границы в феррито-бейнитных структурах разделяют между собой как бейнитные пакеты, так и ферритные зерна. Большеугловой пик 50 – 60° обусловлен кристаллографическими особенностями («ориентационными соотношениями») $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в сталях. Измерение междолинных разориентировок облегчает анализ важных структурных эффектов, поскольку границы разного типа по-разному влияют на механическое поведение материала. Так, границы с $\theta > 4^\circ$, т. е. все БУГ и часть МУГ, являются эффективными барьерами для движения дислокаций и потому влияют на сопротивление деформированию ($\sigma_{0,2}$ и σ_B). В то же время, лишь БУГ ($\theta \geq 15^\circ$), которые тормозят рост трещин, вносят значимый вклад в сопротивление разрушению, а МУГ являются полупроницаемыми границами.

В зависимости от выбранного температурного режима деформации на чистовой стадии были изучены распределения структурных элементов по размерам и распределения межкристаллитных границ по разориентировкам в микроструктуре исследуемых сталей, полученные методом дифракции обратно рассеянных электронов.

Исследования показали, что для стали состава № 1 (0,5 % Ni) наименьший средний размер структурного элемента получен после режима с температурой деформации на чистовой стадии 780 °C (12,6 мкм), при этом на гистограмме распределений межкристаллитных границ по разориентировкам отчетливо наблюдается малоугловой пик. В стали состава № 2 (1,08 % Ni) наименьший средний размер структурного элемента получен

после режима с температурой деформации на чистовой стадии 820 °C (9,7 мкм), а на гистограмме разориентировок наблюдается присутствие в структуре уже двух явно выраженных пиков, что свидетельствует о формировании МУГ и БУГ структурных элементов. Для стали третьего состава (1,97 % Ni) наименьший средний размер структурного элемента и менее хаотичное распределение получено после режима с температурой деформации на чистовой стадии 870 °C (8,3 мкм).

На рис. 4 показаны зависимости предела текучести, полученного при обработке диаграмм сжатия, и размеров структурных элементов от выбранных температурно-деформационных режимов обработки исследуемых сталей.

На основании анализа полученных механических свойств можно заключить следующее:

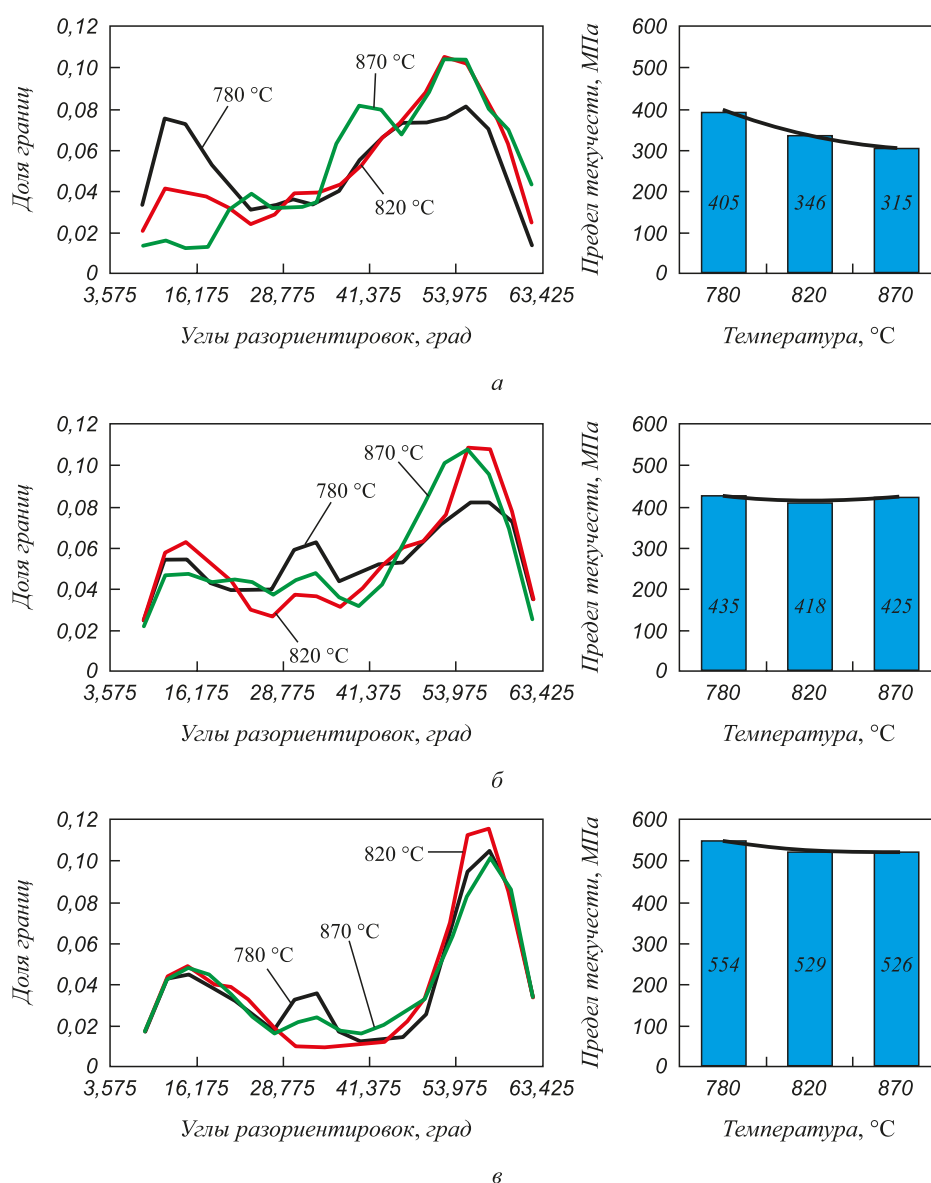


Рис. 4. Зависимость предела текучести от температуры деформации на чистовой стадии прокатки: а – сталь состава № 1 (0,5 % Ni); б – сталь состава № 2 (1,08 % Ni); в – сталь состава № 3 (1,97 % Ni)

Fig. 4. Yield stress dependence on the deformation temperature at the finishing rolling stage:

а – steel of composition 1 (Ni content = 0.5 %); б – steels of composition 2 (Ni content = 1.08 %); в – steel of composition 3 (Ni content = 1.97 %)

– для стали состава № 1 (0,5 % Ni) измельчение структурных элементов и одновременное повышение прочностных характеристик почти на 100 МПа обеспечивается при понижении температуры деформации до 780 °С вследствие увеличения числа центров зарождения феррита в аустените и создания субструктуры в феррите;

– в стали состава № 2 (1 % Ni) и № 3 (2 % Ni) при снижении температуры деформации наблюдается менее значительное упрочнение. Это свидетельствует о том, что при повышенном содержании никеля в стали выбранной композиции легирования снижение температуры деформации при термомеханической обработке становится не столь эффективным. В целом полученные результаты не противоречат ранее выполненным исследованиям [18–20] и дополняют их новыми данными в части эффективности термомеханической обработки стали;

– существующие по прочности аналоги модельного сплава стали категории A40S, D40S и E40S (10XCHД) [21] с $\sigma_{0,2} \geq 390$ МПа имеют до 4,2 % (по массе) легирующих элементов и углеродный эквивалент $C_{\text{экв}} = 0,46$ %, в то время как модельный сплав – 2,1 % (по массе) и 0,32 % соответственно (см. табл. 1). Это свидетельствует о более высокой свариваемости модельного сплава с применением термомеханического упрочнения.

Выводы. Схема термомеханической обработки исследуемых сталей должна быть выбрана в зависимости от уровня ее легирования никелем, т. е. от типа конечной структуры стали (феррито-перлитной с 0,5 % Ni, феррито-бейнитной с 1,0 % Ni или преимущественно бейнитной с 2,0 % Ni) с целью формирования наиболее дисперсных структурных элементов и «благоприятных» межкристаллитных разориентировок в области мало- и большеугловых границ.

В феррито-перлитных (0,5 % Ni) и феррито-бейнитных (1,0 % Ni) сталях целесообразно использование термопластического воздействия с целью создания субзеренной структуры с межкристаллитными разориентировками в области мало- и большеуглового спектра.

Применение термомеханической обработки обеспечивает получение предела текучести 405, 418 и 554 МПа для сталей с содержанием никеля соответственно 0,5, 1,0 и 2,0 % при понижении температуры деформации на чистовой стадии прокатки с 870 до 780 °С. При этом наиболее эффективное упрочнение наблюдается в стали с 0,5 % Ni, достигая уровня прочности более легированной стали 10XCHД.

Показано, что в конструкционных сталях с экономным легированием дорогостоящими элементами (до 2 % Ni) повышение прочностных характеристик возможно за счет сочетания горячей пластической деформации и фазовых превращений (механический и фазовый наклеп), что обеспечивается при применении технологии термомеханической обработки с интенсив-

ным охлаждением или закалки с прокатного нагрева с охлаждением до температуры +20 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А. и др. Экономно-легированные стали с наномодифицированной структурой для эксплуатации в экстремальных условиях // Вопросы материаловедения. 2008. № 2 (54). С. 7 – 19.
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., Хлусова Е.И., Нестерова Е.В., Михайлов М.С. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением // Вопросы материаловедения. 2007. № 4(52). С. 329 – 340.
4. Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Голосиенко С.А. Возможности повышения прочностных характеристик экономнолегированных высокопрочных сталей за счет образования наноразмерных карбидов // Вопросы материаловедения. 2010. № 4 (64). С. 27 – 32.
5. Ермакова С.В., Орлов В. В., Круглова А.А., Хлусова Е.И. Сравнительные исследования фазовых превращений, структуры и свойств марганцево-никелевой стали после закалки с отпуском и термомеханической обработки // Проблемы черной металлургии и материаловедения 2010. № 4. С. 60 – 67.
6. Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Пазилова У.А., Голосиенко С.А. Влияние легирования на структуру и свойства высокопрочной хладостойкой стали после термической и термомеханической обработки // Вопросы материаловедения. 2007. № 1(49). С. 20 – 31.
7. Хлусова Е.И., Круглова А.А., Орлов В.В. Влияние технологических режимов и химического состава на размер аустенитного зерна в низкоуглеродистой стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 12. С. 8 – 12.
8. Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И. Влияние горячей пластической деформации в аустенитной области на формирование структуры низколегированной низкоуглеродистой стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 12 (630). С. 8 – 12.
9. Михайлов М.С., Немец А.М., Нестерова Е.В. и др. Фазовые превращения в низкоуглеродистой высокопрочной стали при моделировании ТМО на деформационном dilatометре // Сб. тезисов II Междунар. школы «Физическое материаловедение». – Тольятти, 2006. С. 172.
10. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК-сталях при деформации // Известия РАН. 2004. Т. 68. № 10. С. 1419 – 1427.
11. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации // Вопросы материаловедения. 2002. № 1. С. 11 – 33.
12. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали / Под ред. М. Л. Бернштейна. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
13. Ковальчук М.В., Орыщенко А.С., Малышевский В.А. и др. Проблемы создания технологичных экономнолегированных сталей для арктических конструкций // Вопросы материаловедения. 2017. № 2(90). С. 7 – 16.
14. Хлусова Е.И., Михайлов М.С., Орлов В.В. Особенности формирования структуры толстолистовой стали при термомеханической обработке // Деформация и разрушение. 2007. № 6. С. 18 – 25.
15. Hanlon D.N., Van der Zwang S.J.S. The effect of plastic deformation of austenite on the kinetics of subsequent ferrite formation // ISN Int. 2001. No. 9. P. 1028 – 1036.
16. Коротковская С.В., Нестерова Е.В., Орлов В.В., Хлусова Е.И. Влияние параметров пластической деформации на формиро-

вание ультрамелкозернистой структуры в низколегированных бейнитных сталях // Вопросы материаловедения. 2011. № 1(65). С. 100 – 109.

17. Рыбин В.В. Структурно-кинетические аспекты развитой пластической деформации // Изв. вуз. Физика. 1991. № 3. С. 7 – 22.
18. Счастливцев В.М., Табатчикова 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.
19. Рыбин В.В., Рубцов А.С., Коджаспиров Г.Е. Структурные превращения в стали при прокатке с различной степенью и подробно-

стью деформации // Физика металлов и материаловедение. 1984. Т. 58. Вып. 4. С. 774 – 781.

20. 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. 2009. № 3. С. 21 – 28.
21. ГОСТ P52927-2015. Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности. – М.: Стандартинформ, 2015. – 62 с.

Поступила 11 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 3, pp. 179–186.

INTERRELATIONS OF ALLOYING LEVEL, STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH STEELS

A.S. Oryshchenko, V.A. Malyshevskii, S.N. Petrov, E.A. Shumilov

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

Abstract. Meeting the challenges of the world’s oceans development, especially in the Arctic regions, in the first place, it is absolutely necessary to build a modern fleet, nuclear icebreakers, Arctic cargo ships, gas carriers, stationary and floating drilling structures and offshore platforms, underwater complexes that provide oil and gas production on the continental shelf; to reconstruct coastal areas; and to build harbors, that require a large number of cold-resistant high-strength weldable steels to reduce metal consumption in engineering structures. That’s why the Russian government motivates construction of the shipbuilding complex “Zvezda” situated in the Far East (which is the largest national and world-wide shipyard). Vyborg Dockyard and Severnaya Verf (Northern Shipyard) in St. Petersburg are being modernized. The creation of new steels with minimum alloying and unified chemical composition to enable the development of more economical technologies for welding and assembling such unique vessels and marine technical structures is an urgent task. The paper deals with the issues of formation of the low-alloy steel structure with variable nickel content during the plastic deformation process. The specimens taken from three experimental melts of different chemical composition with varying nickel content (0.5 %, 1 %, and 2 %) were investigated. Selected steels were tested by means of Gleeble 3800 imitating thermomechanical treatment with various temperature parameters of the finishing rolling stage and accelerated cooling up to the predetermined temperature. Mechanical properties were determined. The paper presents results of structure examination by means of optical metallography as well as crystallographic analysis of microstructure using scanning electron microscopy (EBSD analysis). It is demonstrated that the scheme of thermal-deformation effect should depend on the alloying level, i.e. the final structure of steel (ferrite-bainitic, bainitic or martensite-bainitic). The most effective strengthening in steels with a ferrite-bainitic structure is obtained by formation of low-angle boundaries in the α -phase during the plastic deformation. Steels with bainitic structure are not likely to be significantly strengthened by changing of deformation temperature parameters at the finishing stage of thermomechanical treatment. Conditions providing the formation of additional low-angle boundaries were not found in martensite-bainitic steels, which might be the subsequent effect of polymorphic transformation by shearing.

Keywords: thermomechanical treatment, plastic deformation, alloying, low-angle boundaries, high-angle boundaries, structural elements, diffraction of back-scattered electrons.

REFERENCES

1. Gorynin I.V., Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I., Nesterova E.V., Orlov V. V., Kalinin G.Yu. Economically alloyed steels with nanomodified structure for operation under extreme conditions. *Voprosy materialovedeniya*. 2008, no. 2 (54), pp. 7–19. (In Russ.).
2. 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.
3. Rybin V.V., Khlusova E.I., Nesterova E.V., Mikhailov M.S. Formation of the structure and properties of low-carbon low-alloy steel under thermomechanical treatment with accelerated cooling. *Voprosy materialovedeniya*. 2007, no. 4(52), pp. 329–340. (In Russ.).
4. Khlusova E.I., Motovilina G.D., Golosienko S.A. Possibilities to increase the strength characteristics of economically alloyed high-strength steels due to the formation of nanoscale carbides. *Voprosy materialovedeniya*. 2010, no. 4 (64), pp. 27–32. (In Russ.).
5. Ermakova S.V., Orlov V. V., Kруглова А.А., Khlusova E.I. Comparative studies of phase transformations, structure and properties of manganese-nickel steel after quenching with tempering and thermomechanical treatment. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2010, no. 4, pp. 60–67. (In Russ.).
6. Khlusova E.I., Motovilina G.D., Pazilova U.A., Golosienko S.A. Effect of alloying on the structure and properties of high-strength cold-resistant steel after thermal and thermomechanical treatment. *Voprosy materialovedeniya*. 2007, no. 1(49), pp. 20–31. (In Russ.).
7. Khlusova E.I., Kруглова А.А., Орлов В.В. 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, Issue 11–12, pp. 545–560.
8. Kруглова А.А., Орлов В.В., Khlusova E.I. Effect of chemical composition and heat and strain treatment on austenite grain size in low-carbon steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 2007, vol. 49, Issue 11–12, pp. 556–560.
9. Mikhailov M.S., Nemets A.M., Nesterova E.V., Semicheva T.G., Golosienko S.A. Phase transformations in low-carbon high-strength steel when modeling thermomechanic treatment on a deformation dilatometer. In: *Sbornik tezisov II Mezhdunarodnoi shkoly “Fizicheskoe metallovedenie”* [Coll. of Theses of the 2nd Int. School “Physical Metallurgy”]. Tolyatti, 2006, p. 172. (In Russ.).
10. Kozlov E.V., Popova N.A., Koneva N.A. Fragmented substructure formed in BCC steels at deformation. *Izvestiya Akademii Nauk. Ser. Fizicheskaya*. 2004, vol. 68, no. 10, pp. 1419–1427. (In Russ.).
11. Rybin V.V. Regularities of mesostructures formation during developed plastic deformation. *Voprosy materialovedeniya*. 2002, no. 1, pp. 11–33. (In Russ.).

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-179-186

12. Bernshtein M.L., Zaimovskii V.A., Kaputkina L.M. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical treatment of steel]. Bernshtein M.L. ed. Moscow: Metallurgiya, 1983, 480 p. (In Russ.).
13. Koval'chuk M.V., Oryshchenko A.S., Malyshevskii V.A., Petrov S.N., Shumilov E.A. Problems of creation of technological economical-alloyed steels for arctic constructions. *Voprosy materialovedeniya*. 2017, no. 2(90), pp. 7–16. (In Russ.).
14. Khlusova E.I., Mikhailov M.S., Orlov V.V. Features of the structure formation of thick steel at thermomechanical treatment. *Deformatsiya i razrushenie*. 2007, no. 6, pp. 18–25. (In Russ.).
15. Hanlon D.N., Van der Zwang S.J.S. The effect of plastic deformation of austenite on the kinetics of subsequent ferrite formation. *ISN Int*. 2001, no. 9, pp. 1028–1036.
16. Korotovskaya S.V., 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.).
17. Rybin V.V. Structural kinetic aspects of the physics of evolution of plastic deformation. *Soviet Physics Journal*. 1991, vol. 34, no. 3, pp. 186–198.
18. 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. *The Physics of Metals and Metallography*. 2012, vol. 113, no 5, pp. 480–488.
19. Rybin V.V., Rubtsov A.S., Kodzhaspirov G.E. Structural transformations in steel during rolling with different degrees of deformation using one and many passes. *Physics of Metals and Metallography*. 1984, vol. 58, no.4, pp. 134–141.
20. 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-alloy steel of improved weldability. *Proizvodstvo prokata*. 2009, no. 3, pp. 21–28. (In Russ.).
21. *GOST R52927-2015. Prokat dlya sudostroeniya iz stali normal'noi, povyshennoi i vysokoi prochnosti* [Rolled stock for shipbuilding from normal, high and high strength steel]. Moscow: Standartinform, 2015, 62 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.S. Oryshchenko, Dr. Sci. (Eng.), General Director
V.A. Malyshevskii, Dr. Sci. (Eng.), Adviser of General Director
 (victorm@crism.ru)
S.N. Petrov, Cand. Sci. (Chem.), Head of the Laboratory
E.A. Shumilov, Engineer

Received April 11, 2017