

УДК 669.14.018.29

Черкасов К. Е.
Семенов П. П.
Васильев И. С.
Мухин В. В.
Федин А. Г.

ОПЫТ ПРОИЗВОДСТВА ПРОКАТА ИЗ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ МАРКИ 13ХФА В УСЛОВИЯ ШИРОКОПОЛОСНОГО СТАНА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ 2000 ОАО «ММК»

Не так давно в сфере антикоррозионной защиты трубопроводов в России началась новая эра – эра коррозионностойких сталей. На сегодняшний момент подобные стали все более активно используются как для производства труб. Мировой опыт доказывает, что надежную коррозионную защиту любого трубопровода, если говорить о его внутренней части, могут обеспечить только три фактора, действующих совместно: высокая коррозионная стойкость материала трубы, наличие правильно выбранного и правильно нанесенного антикоррозионного покрытия и применение обоснованных ингибиторов коррозии. Конечно же, в этой триаде существенную роль играет материал трубы, поэтому данному фактору и уделяется повышенное внимание в последнее время, поскольку применение коррозионностойких сталей сможет в несколько раз увеличить срок службы трубопровода [1].

В данный момент мы наблюдаем активную фазу процесса внедрения коррозионностойких сталей в трубопроводном транспорте. Локомотивами этого процесса выступили такие нефтегазодобывающие компании, как ТНК-ВР и Роснефть, что было активно поддержано практически всеми трубопрокатными предприятиями: Нижнеднепровским и Челябинским трубопрокатными заводами, Северским, Волжским и Синарским трубными заводами, а также Выксунским и Таганрогским металлургическими заводами.

В условиях высокоагрессивных сред могут успешно применяться обсадные и насосно-компрессорные трубы из сталей мартенситного класса, содержащих хром. Высокую антикоррозионную устойчивость демонстрируют трубы из стали, содержащей 13 % хрома, технические требования к которым для группы прочности L80 сформулированы в стандартах API 5CT и ГОСТ Р 53366. Трубы из стали с 13 %-ным содержанием хрома производятся рядом отечественных предприятий, которые стремятся достигнуть оптимальный уровень годовой коррозии [2].

Существующая технология изготовления листов из стали марки 10X18H9, которая включает в себя углерод не более 0,10, кремний не более 0,8, марганец не более 2,0, хром 17,0–19,0, никель 8,6–10,0, титан не более 0,10, сера не более 0,020, фосфор не более 0,025, нагрев до температуры 1180–1200 °С, прокатку в первых двух проходах с обжатиями 6÷14 % за проход, в 3÷6 проходах с обжатиями 9÷14 %, и заключительная часть деформации выполняется с обжатиями 9÷18 % за проход с последующим охлаждением без регламентации или скорости охлаждения до 300 °С [3], не обеспечивает получение необходимого уровня коррозионной стойкости.

Целью статьи является проработка и выбор наиболее оптимального сочетания химической композиции с режимами прокатки для производства коррозионностойкой стали.

Одним из вариантов коррозионностойкой стали является марка 13ХФА. Этот материал был разработан ВНИИТнефть достаточно давно, но внедрение этой перспективной марки, как это часто бывает, затянулось. С одной стороны это обычная низколегированная углеродистая сталь, но после процесса контролируемой прокатки продукция из коррозионностойких сталей начинает обладать рядом отличительных качеств: повышенной стабильностью механических характеристик, холодостойкостью, стойкостью к равномерной коррозии, стойкостью к сульфидному коррозионному растрескиванию и образованию водородных трещин.

Требования к механическим свойствам и загрязнённости неметаллическими включениями стали 13ХФА оговариваются с потребителями конечной продукции и представлены в табл. 1.

Таблица 1

Требования по механическим свойствам

Класс прочности	σ_T , МПа	σ_B , МПа	σ_T/σ_B	δ_5 , %	HRB	KCU ⁻⁶⁰ Дж/см ²	KCV ⁻⁵⁰ Дж/см ²	KCV ⁻⁵⁰ , %
K48	350–450	≥ 470	≤ 0,87	≥ 23	≤ 90	≥ 34,3	≥ 88	≥ 70
K50	370–470	≥ 500	≤ 0,87	≥ 23	≤ 90	≥ 34,3	≥ 88	≥ 70
K52	380–500	≥ 510	≤ 0,87	≥ 23	≤ 90	≥ 34,3	≥ 88	≥ 70

Уровень свойств обеспечивался за счёт дисперсионного упрочнения карбонитридами ниобия и ванадия. Обеспечение требований по ударной вязкости в стали осуществлялось за счет пониженного содержания углерода и измельчения зерна при горячей прокатке, а также пониженным содержанием примесных элементов серы и фосфора. При этом обеспечивается получение феррито-бейнитной структуры, основными составляющими которой являются полигональный феррит и квазиполигональный феррит, позволяющие достичь высоких значений предела текучести, временного сопротивления. Повышенное содержание ниобия тормозит рекристаллизацию аустенита, что способствует при окончательной деформации получению структуры аустенита с большим числом мест зарождения зерен феррита, что обеспечивает мелкое зерно феррита. Кроме того, ниобий, образуя карбонитриды, способствует повышению прочностных характеристик стали благодаря дисперсионному твердению.

В условиях ОАО «ММК» при производстве марки стали 13ХФА были опробованы две композиции химического состава для достижения необходимого уровня механических свойств (табл. 2), которые соответствуют техническим возможностям стана 2000 горячей прокатки.

Таблица 2

Химическая композиция стали для производства проката из марки 13ХФА

Композиция	C	Si	Mn	S	P	Cr	N ₂	V	Ti	Nb
	не более									
1	0,10	0,37	0,70	0,005	0,018	0,70	0,008	Σ≤0,13		
2	0,06	0,35	0,65	0,001	0,010	0,57	0,006	Σ≤0,1		

Прокатку в черновой группе клетей осуществляли в пределах обеспечивающих полную рекристаллизацию аустенита для получения мелкого зерна. Окончание пластической деформации по полосе в нижней части аустенитной области ($A_{r3} + (20 \div 50)^\circ\text{C}$), обеспечивает однородность фазового состава. Кратность раската в процессе прокатки не опускалась ниже 5,1. При этом были использованы шесть вариантов ускоренного охлаждения.

1. Температура ускоренного охлаждения на первой секции ламинарного участка варьировалась в пределах 6,1–5,6 °C/c, на втором участке в пределах 3,7–3,5 °C/c.

2. Температура ускоренного охлаждения на первой секции ламинарного участка варьировалась в пределах 6,05–6,24 °C/c, на втором участке в пределах 2,16–2,11 °C/c.

3. Температура ускоренного охлаждения на первой секции ламинарного участка варьировалась в пределах 7,11–6,43 °C/c, на втором участке в пределах 1,63–1,62 °C/c.

4. Температура ускоренного охлаждения на первой секции ламинарного участка варьировалась в пределах 4,57–3,34 °C/c, на втором участке в пределах 1,81–2,02 °C/c.

5. Температура ускоренного охлаждения на первой секции ламинарного участка варьировалась в пределах 8,35–9,2 °C/c, на втором участке в пределах 2,14–1,89 °C/c.

6. Температура ускоренного охлаждения на первой секции ламинарного участка варьировалась в пределах 3,8–4,07 °C/c, на втором участке в пределах 1,9–1,98 °C/c.

Предложенные варианты ускоренного охлаждения (рис. 1) обеспечивают уровень дисперсионного упрочнения по длине полосы, благодаря формированию структуры состоящей в основном из полигонального и квазиполигонального феррита.

Результаты механических испытаний, полученные в результате применения двух предложенных вариантов химической композиции, представлены в табл. 3. Фотографии микроструктуры по режиму охлаждения 5 представлены на рис. 2, а–2, б. Сравнение частот показателей механических свойств по двум вариантам химической композиции представлены на рис. 3, а – 3, д.

Таблица 3

Результаты механических испытаний

Композиция	σ_T , МПа	σ_B , МПа	σ_T/σ_B	δ_5 , %	HRB	KCU ⁻⁶⁰ Дж/см ²	KCV ⁻⁵⁰ Дж/см ²	KCV ⁻⁵⁰ , %
1	390–470	510–580	0,85–0,87	24–30	80–88	235–369	213–387	83–100
	430	540	0,86	26	86	295	313	94
2	435–495	510–560	0,84–0,90	25–29	85–88	335–395	353–406	100
	470	545	0,86	27	86	375	381	

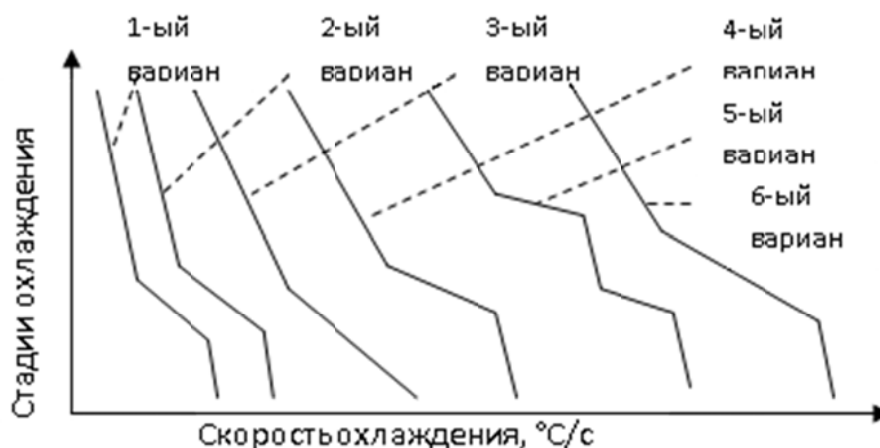


Рис. 1. Используемые варианты ускоренного охлаждения

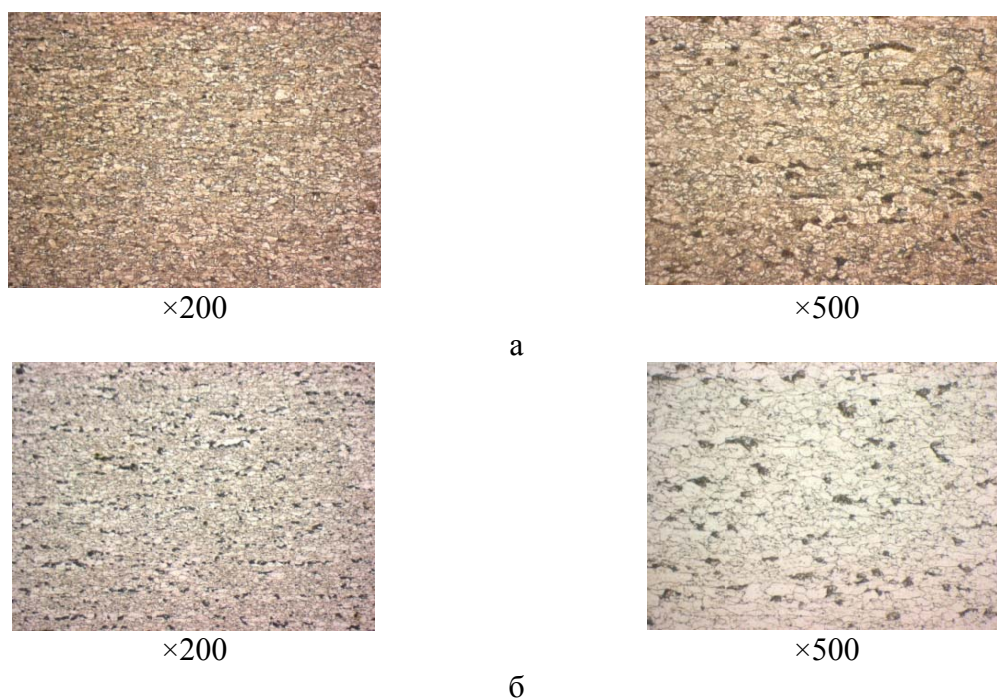


Рис. 2. Микроструктура проката из стали марки 13ХФА

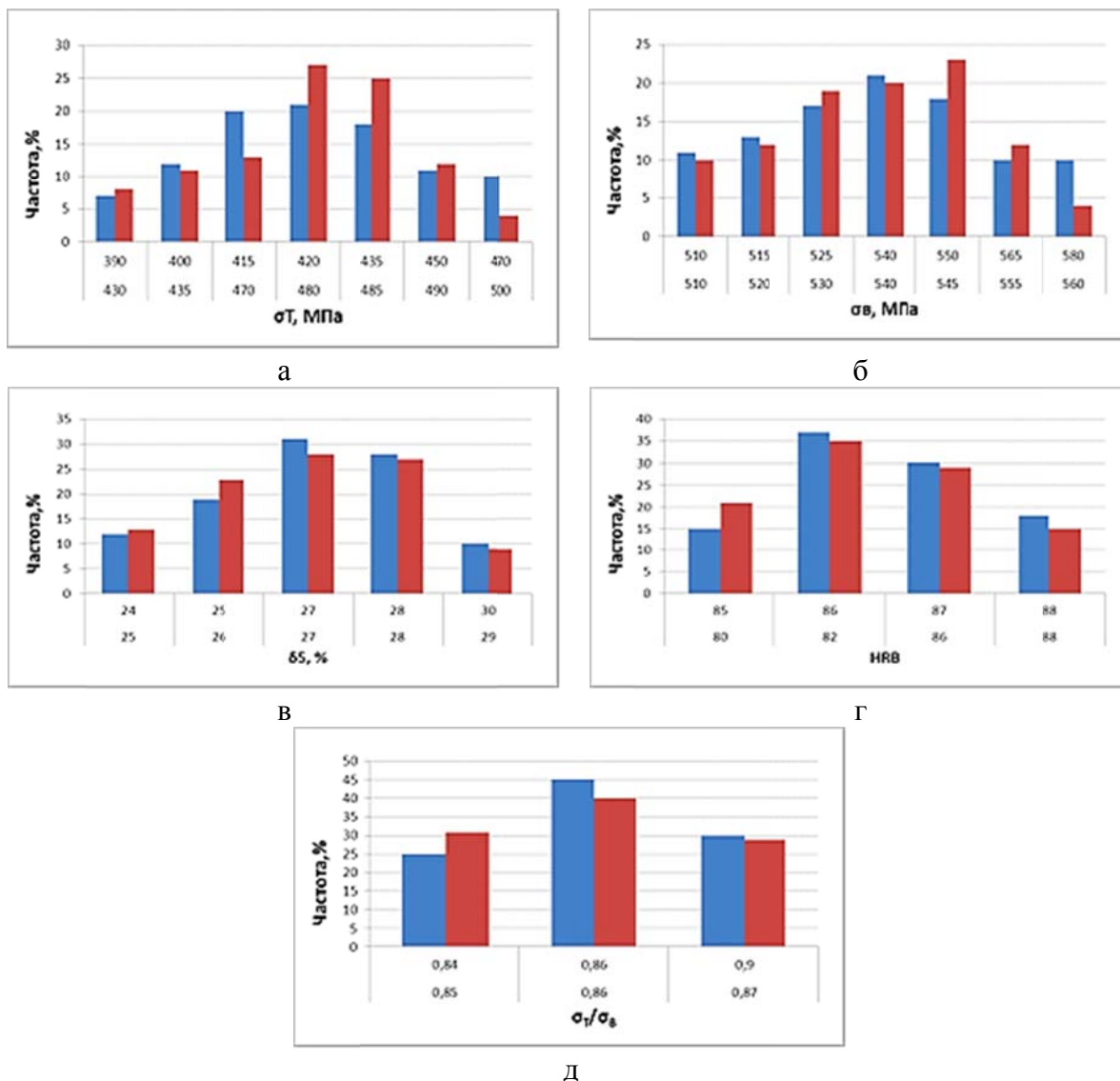


Рис. 3. Гистограммы частоты механических свойств:

а – по пределу текучести; б – по временному сопротивлению; в – по относительному удлинению; г – по твёрдости; д – по отношению предела текучести к пределу прочности.

После производства металлопроката по предложенным режимам ускоренного охлаждения с вариантами композиции химического состава были произведены коррозионные испытания, результаты которой представлены в табл. 5.

Таблица 5

Результаты коррозионных испытаний

Вариант химической композиции	Водородное растрескивание		Скорость общей коррозии, мм/год
	CLR, %	CTR, %	
1	19,18–43,13	1,78–7,72	0,55–0,68
2	3,94–17,08	0,62–5,63	0,92

Как можно увидеть из предложенного сравнения коррозионная стойкость с использованием второго варианта химической композиции показала лучший результат, однако он всё равно является отрицательным.

ВЫВОДЫ

1 Предложенный химический состав стали обеспечивает получение феррито-бейнитной структуры основными составляющими, которой являются полигональный феррит и квазиполигональный феррит, что обеспечивает получение необходимого уровня механических свойств.

2 Предложенные режимы горячей прокатки обеспечивают получение мелкозернистой структуры с высоким уровнем дисперсионного упрочнения по длине полосы за счёт оптимизации кратности раската, температур конца прокатки и ускоренного охлаждения.

3 Полученные значения механических свойств свидетельствуют о том, что прокат из стали 13ХФА обладает необходимым набором потребительских свойств и является конкурентоспособным.

4 Показанные результаты коррозионных испытаний показали неудовлетворительный результат. Необходимо продолжать работу по улучшению коррозионной стойкости.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1 Новиков С. В. *Перспективы применения коррозионностойких сталей в трубопроводном транспорте. Территория Нефтегаз № 2.* / С. В. Новиков, В. Ю. Гордеева. – М., 2010. – С. 38–40.

2 Билан С. И. *Опыт освоения производства труб из сталей 13Cr с премиальными резьбовыми соединениями на предприятиях Группы «ТМК». Инженерная практика № 1.* / С. И. Билан, С. А. Рекин. – М., 2012. – С. 10–11.

3 *Труды 7 конгресса прокатчиков. Том 2.* – Москва, 15-18 октября 2007. – С. 221–224.

REFERENCES

1 Novikov S. V. *Perspektivy primeneniya korrozionnostojkih stalej v truboprovodnom transporte. Territorija Neftegaz № 2.* / S. V. Novikov, V. Ju. Gordeeva. – M., 2010. – S. 38–40.

2 Bilan S. I. *Opyt osvoeniya proizvodstva trub iz stalej 13Cr s premial'nymi rez'bovymi soedineni-jami na predpriyatijah Gruppy «ТМК». Inzhenernaja praktika № 1.* / S. I. Bilan, S. A. Rekin. – M., 2012. – S. 10–11.

3 *Trudy 7 kongressa prokatchikov. Tom 2.* – Moskva, 15-18 oktjabrja 2007. – С. 221–224.

Черкасов К. Е.	канд. техн. наук, инженер технолог лаборатории горячего проката ЦЛК ОАО «ММК»
Семенов П. П.	ведущий инженер лаборатории горячего проката ЦЛК ОАО «ММК»
Васильев И. С.	начальник лаборатории горячего проката ЦЛК ОАО «ММК»,
Мухин В. В.	канд. техн. наук, ведущий инженер лаборатории горячего проката ЦЛК ОАО «ММК»
Федин А. Г.	зам. начальника цеха по технологии стана 2000 г. п. ОАО «ММК»

ОАО «ММК» – Открытое акционерное общество Магнитогорский металлургический комбинат, г. Магнитогорск, Россия.

E-mail: keks_2004@inbox.ru