

УДК 669.14.017: 620.18

Горбатенко В. П.
Лукин А. В.
Митьев А. П.
Данилова Ж. Ю.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ НА СТРУКТУРУ СТАЛИ 10Г2ФБ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Контролируемая прокатка является наиболее распространенным способом производства листов из малоперлитных трубных сталей. Характерной особенностью листов, изготовленных из данных сталей путем контролируемой прокатки, является формирование полосчатой структуры и анизотропия свойств, которые снижают качество металла и уменьшают срок службы трубопроводов [1]. Современные тенденции к повышению класса прочности сталей нередко заставляют производителей снижать температуру конца прокатки [2], что еще больше увеличивает неоднородность структуры и свойств. Полосчатая структура сталей контролируемой прокатки сохраняется даже после проведения дополнительной термической обработки (нормализации или отжига) [3]. Поэтому изучение возможных причин ее проявления и возможностей устранения является важной и актуальной задачей.

Целью данной работы является сравнительное изучение структуры стали 10Г2ФБ с разным исходным состоянием после горячей прокатки по регламентированным режимам в связи с условиями возникновения структурной неоднородности.

Материалом для исследования служили образцы стали 10Г2ФБ, отобранные от литого сляба (далее литые), а также от листа толщиной 15,7 мм, прокатанного по технологии контролируемой прокатки (далее катанные). Образцы нагревали до температур 1100–1150 °С и 950–1000 °С, а затем прокатывали за один ($\varepsilon = 25\text{--}30\%$) и два ($\varepsilon = 50\text{--}65\%$) прохода. Последеформационное охлаждение проводили на воздухе. На полученных образцах изучали структуру, определяли размер зерна методом секущих, а также измеряли твердость.

Структура образцов толстолистного проката в исходном состоянии характеризуется ярко выраженной структурной неоднородностью – чередованием в структуре полос феррита и перлита. Такая структура в низколегированных сталях является основной причиной анизотропии свойств толстолистного проката. Следует отметить, что по основным критериям качества исследуемая сталь полностью соответствовала требованиям поставки по категории прочности К60, поскольку имела следующие показатели среднего значения нормируемых характеристик: $\sigma_s = 668 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 568 \text{ Н/мм}^2$, $\delta_{2^*} = 36\%$, $\text{KCV}_{-20^\circ\text{C}} = 138 \text{ Дж/см}^2$, $\text{KCU}_{-60^\circ\text{C}} = 156 \text{ Дж/см}^2$ (результаты испытаний поперечных образцов в соответствии с требованиями нормативной документации).

Однако наличие структурной неоднородности стали обусловило существенную анизотропию свойств в продольном и поперечном направлениях листа. Если различия показателей механических свойств стали при испытаниях на растяжение продольных и поперечных образцов не превышали 10...15 %, то результаты испытаний на ударную вязкость свидетельствуют о высокой степени ее анизотропии, увеличивающейся со снижением температуры испытаний (табл. 1).

Следовательно, установление основных причин структурной неоднородности в малоперлитных трубных сталях и поиск технологических методов ее устранения является важной проблемой повышения качества изделий ответственного назначения.

После всех реализованных режимов прокатки при последеформационном охлаждении на воздухе сталь приобретала феррито-перлитную структуру (рис. 1). Металлографический анализ структуры образцов после различных режимов прокатки показал, что независимо от режима последующей обработки, в предварительно деформированных при пониженной

температуре заготовках формируется структура, характеризующаяся структурной полосчатостью. В то же время исходные «литые» образцы, деформированные по близким режимам, такой особенностью структуры практически не обладали.

Таблица 1

Показатели ударной вязкости стали 10Г2ФБ в зависимости от направления изготовления образцов и значения коэффициента ее анизотропии при различных температурах испытаний

Показатель	Значения показателей при температуре испытаний		
	+20 °С	– 20 °С	– 60 °С
КСУ, Дж/см ² , для поперечных образцов	220	190	156
КСУ, Дж/см ² , для продольных образцов	300	272	240
$K_{КСУ}$	1,36	1,43	1,54
КСV, Дж/см ² , для поперечных образцов	165	138	65
КСV, Дж/см ² , для продольных образцов	262	255	143
$K_{КСV}$	1,59	1,85	2,20

Примечание: $K_{КСУ}$, $K_{КСV}$ – коэффициенты анизотропии соответствующих показателей свойств, определяемые по отношению их значений в продольном и поперечном направлениях.

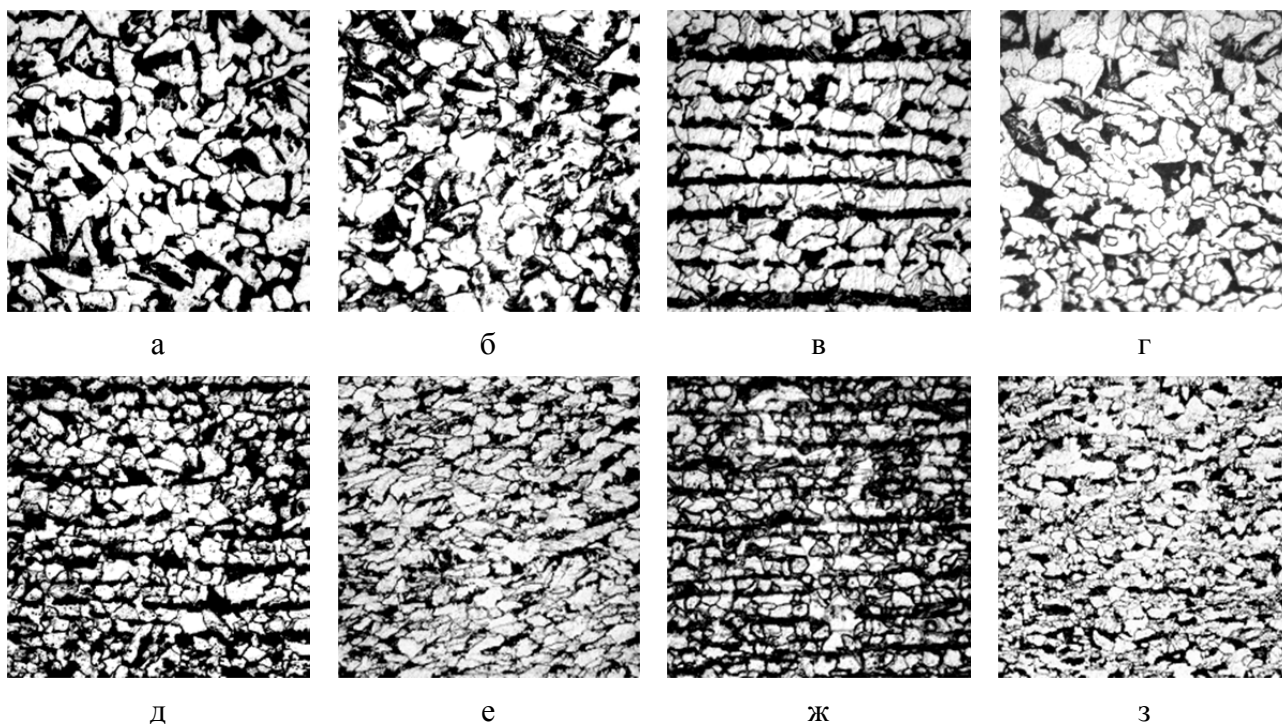


Рис. 1. Микроструктура предварительно деформированной (а, в, д, е) и исходной «литой» (б, г, е, з) стали 10Г2ФБ, охлажденной на воздухе после деформации на 30 % (а–г) и 60 % (д–е); $\times 500$:

а, б, д, е – $T_{нагр} = 1100\text{--}150\text{ }^\circ\text{C}$; в, г, ж, з – $T_{нагр} = 950\text{--}1000\text{ }^\circ\text{C}$

При относительно небольших степенях деформации за 1 проход (25–30 %) в исходных «литых» образцах структура состоит из равноосных зерен феррита и участков перлита со средним размером около 7,9 и 5,3 мкм соответственно (рис. 1, б). Снижение температуры прокатки не приводит к заметным изменениям характера структуры стали (рис. 1, г). Структура «катанных» образцов, деформированных от 1100–1150 °С состоит из равноосных зерен феррита со средним размером около 9,4 мкм. При этом структура характеризуется полосчатостью

(рис. 1, а). Снижение температуры нагрева под прокатку увеличивает степень проявления полосчатости, а также приводит к формированию вытянутых вдоль направления течения металла зерен феррита, в то время, как средний размер зерна остается на том же уровне (рис. 1, в).

Формирование полосчатой структуры, несмотря на то, что деформация проводилась при температурах, превышающих температуру рекристаллизации, очевидно, обусловлено наследственным влиянием исходной структуры стали контролируемой прокатки.

Охлаждение на воздухе «катанного» и «литого» образцов, деформированных за два прохода при 1100–1150 °С, приводит к формированию феррито-перлитной структуры со средним размером зерна феррита 6–7 мкм. В «катанном» образце (рис. 1, д) наблюдается четко выраженная полосчатость, при этом зерна феррита практически равноосны. В «литом» же образце наблюдается лишь некоторая вытянутость зерен феррита вдоль направления течения металла без следов полосчатости (рис. 1, е). Деформация от пониженных температур приводит к уменьшению среднего размера зерна феррита в «литом» образце до 6,0 мкм. Структура же образцов, вырезанных из листа, прокатанного по режиму контролируемой прокатки, так же, как и в случае прокатки при повышенных температурах, характеризуется сильно развитой полосчатостью. В то же время в образце, не подвергавшемся ранее деформации, несмотря на некоторую ориентированность структуры в соответствии с направлением течения металла, полосчатость структуры отсутствует.

Твердость исследуемых образцов возрастает с увеличением степени обжатия и повышении температуры деформации. При этом твердость образцов, прокатанных из исходной «литой» заготовки, как правило, была выше в сравнении с таковыми, полученными из предварительно деформированной заготовки (рис. 2).

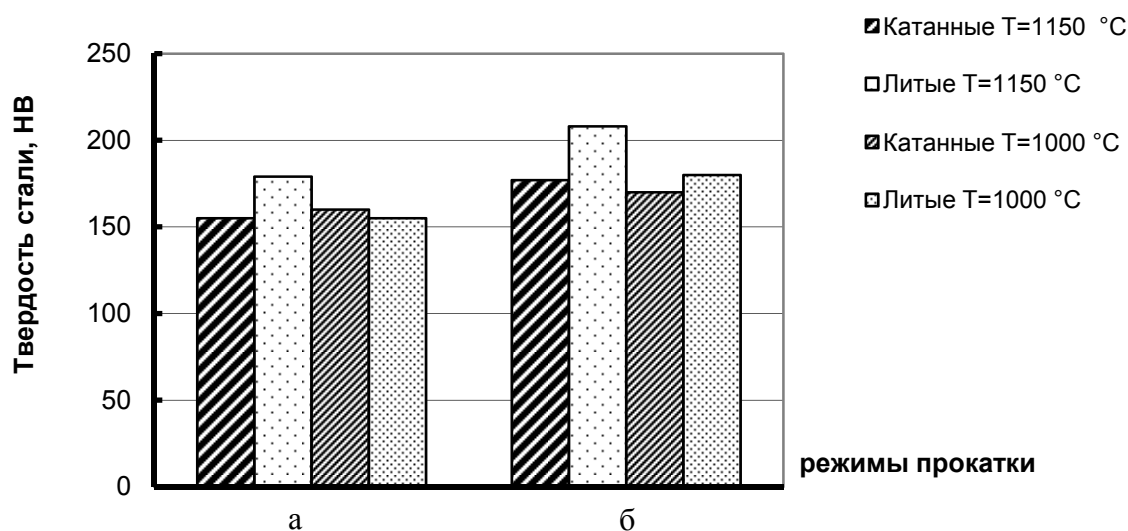


Рис. 2. Твердость стали 10Г2ФБ после различных режимов обработки: а – степень деформации 30 %; б – степень деформации 60 %

В результате травления в насыщенном водном растворе пикриновой кислоты образцов, охлажденных в воде от температуры нагрева и после одного прохода деформации, была выявлена особенность, которой обладали образцы, предварительно деформированные по режимам контролируемой прокатки. По всей поверхности данных образцов наблюдались темные полосы, направленные вдоль направления течения металла при деформации (рис. 3).

Данные полосы не являются следствием загрязнения поверхности шлифа при его изготовлении, т. к. на нетравленных шлифах они отсутствуют. Также необходимо отметить, что на исходных «литых» образцах данная особенность структуры не проявлялась. Исходя из этого, можно предположить, что темные полосы, наблюдаемые после закалки на поверхности предварительно деформированных образцов, являются следами структурной неоднородности, характерной для сталей контролируемой прокатки.

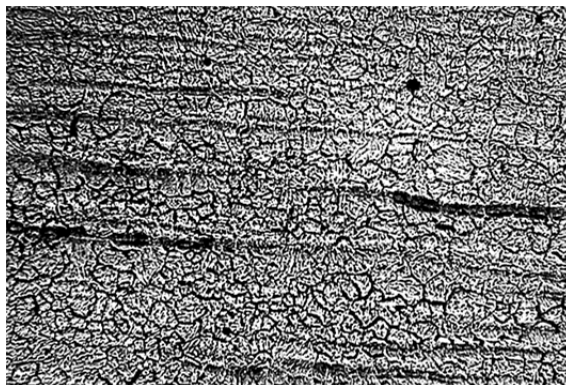


Рис. 3. Предварительно деформированная сталь 10Г2ФБ после охлаждения в воде от 1100–1150 °С (травление в насыщенном растворе пикриновой кислоты), $\times 250$

Можно предположить, что полосчатая структура, сформированная в процесс контролируемой прокатки при пониженных температурах, приводит к получению неоднородного аустенита, в котором в течение стандартного времени выдержки при температуре аустенитизации не успевает проходить диффузионное перераспределение и снижение концентрационной неоднородности, что и проявляется в виде полос повышенной травимости в структуре ускоренно охлажденных образцов.

ВЫВОДЫ

Таким образом, установлено, что исходное состояние стали может оказывать существенное влияние на процессы структурообразования при последующей горячей пластической деформации по различным режимам в связи с проявлением эффектов структурной наследственности. Исходная структурная неоднородность, обусловленная предшествующей деформацией при пониженных температурах, может «воспроизводиться» при повторных нагревах и горячей пластической деформации по различным режимам.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Разработка и технологический процесс производства трубных сталей в XXI веке / Ю. И. Матросов, Ю. Д. Морозов, А. С. Болотов и др. // Сталь. – 2001. – № 4. – С. 58–62.*
2. *Опыт производства микролегированной ниобием толстолистовой стали для газопроводных труб категории прочности X70 / Ю. И. Матросов, А. О. Носоченко, И. В. Ганошенко, В. В. Володарский // Металлург. – 2004. – № 2. – С. 40–42.*
3. *Горбатенко В. П. Вплив контрольованої прокатки і подальшої термічної обробки на структуру та властивості сталі 13Г1С-У / В. П. Горбатенко, О. В. Лукин, Д. В. Гриненко // Вісник ДонНАБА : зб. наук. праць : матеріали VI міжнародної наукової конференції молодих вчених, асперантів і студентів. – Макіївка : ДонНАСА, 2007. – Випуск 4 (66). – С. 56–59.*

Горбатенко В. П. – д-р техн. наук, проф. ДонНТУ;

Лукин А. В. – аспирант ДонНТУ;

Митьев А. П. – канд. техн. наук, доц. ДонНТУ;

Данилова Ж. Ю. – студент ДонНТУ.

ДонНТУ – Донецкий национальный технический университет, г. Донецк.

E-mail: yvchaga@rambler.ru

Статья поступила в редакцию 16.02.2012 г.