

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МИКРОЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОЛСТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ 10Г2ФБ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ

В.П. Горбатенко, В.В. Бурховецкий, В.Г. Конарев (ДонНТУ, г. Донецк), В.В. Климанчук, Э.Н. Шебаниц, А.В. Мурашкин (ОАО ММК им. Ильича, г. Мариуполь)

Обсуждаются особенности влияния микролегирующих элементов на механические свойства и структуру высокопрочной трубной стали в связи с температурными параметрами контролируемой прокатки.

Оптимизация химического состава стали, наряду с корректировкой параметров контролируемой прокатки, является важным фактором воздействия на структуру и свойства высокопрочного толстолистого проката для труб большого диаметра. В последние годы для этих целей широко используются малоперлитные стали контролируемой прокатки, микролегируемые сильными карбидообразующими элементами – ниобием, ванадием, титаном. Основной целью микролегирования сталей является измельчение их структуры и реализация дополнительного упрочнения за счет эффекта дисперсионного твердения. С учетом того, что основной технологией производства листов из высокопрочных сталей трубного сортамента в настоящее время является контролируемая прокатка с ее завешением при пониженных температурах [1], оптимизация содержания микролегирующих элементов в пределах марочного состава может быть эффективным фактором дополнительного воздействия на комплекс свойств металла листов и готовых труб.

Целью настоящей работы является обоснование рационального содержания ниобия и ванадия в трубной стали 10Г2ФБ после низкотемпературной контролируемой прокатки для обеспечения повышенных показателей ее ударной вязкости и пластичности. Исследования выполнены применительно к листам толщиной 18,6 мм, произведенным по технологии контролируемой прокатки на стане 3000 ОАО "Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича". Химический состав стали двух исследованных серий плавов приведен в таблице 1. Основными отличиями стали серии плавов № 2 и, соответственно, партий листов из них, по сравнению с металлом серии плавов № 1 являлись: в основном, более узкие интервалы изменения содержания основных элементов сплава (табл. 1) и, как правило, технологических параметров прокатки листов (табл. 2): более высокие

для большинства партий листов температуры окончания черновой и начала чистовой прокатки; как правило, более высокий уровень показателей пластичности и ударной вязкости при отрицательных температурах испытаний при несколько более низких значениях прочностных характеристик.

Таблица 1 - Интервал изменения содержания основных контролируемых элементов в исследованных плавках стали 10Г2ФБ

№ серии	Содержание элементов, % мас.									
	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti	Ca	N ₂
1	0,07-0,13	1,47-1,81	0,15-0,42	0,002-0,008	0,008-0,023	0,086-0,110	0,031-0,053	0,010-0,030	0,001-0,007	0,001-0,008
2	0,08-0,13	1,59-1,80	0,15-0,30	0,002-0,006	0,014-0,023	0,075-0,110	0,030-0,044	0,010-0,020	0,001-0,007	0,003-0,007

Таблица 2 - Общая характеристика серий плавков стали 10Г2ФБ

Характеристика	Серия плавков № 1	Серия плавков № 2
1. Количество плавков	117	40
2. Технологические параметры:		
-температура нагрева слэбов, °С	(1125...1180) / 1161	(1135...1170) / 1158
-общее время нагрева слэбов, ч.	(3,5...6,5) / 4,8	(4,0...6,0) / 4,8
-температура окончания прокатки в черновой клетке стана, °С	(870...1030) / 937	(915...995) / 962
-температура начала прокатки в чистой клетке стана, °С	(695...745) / 715	(700...750) / 720
3. Механические свойства:		
- σ_b , Н/мм ²	(580...680) / 621	(570...635) / 601
- σ_T , Н/мм ²	(485...580) / 530	(475...555) / 516
- δ_5 , %	(19,0...30,0) / 21,4	(18,0...28,0) / 23,6
- δ_2 , %	(24,5...45,0) / 36,7	(32,0...48,0) / 41,0
-KCV ⁻²⁰ , Дж/см ²	(51...320) / 125	(104...323) / 176
-KCU ⁻⁶⁰ , Дж/см ²	(57...333) / 160	(90...336) / 199

С целью более убедительного обоснования рекомендаций по рациональному микролегированию стали 10Г2ФБ, прежде всего, для обеспечения более высоких показателей вязкости и пластичности металла листов нами были использованы два методических подхода. В соответствии с первым подходом все партии листов (раздельно по сериям плавков) были разделены на группы по уровню показателя ударной вязкости KCV_{-20°C}, как наиболее чувствительного в отношении изменения состава стали и параметров прокатки листов. Для каждой из таких групп определяли средние

показатели механических свойств и содержание микролегирующих добавок (таблица 3). В соответствии со вторым подходом к решению задачи был выполнен компьютерный анализ влияния микролегирующих добавок на показатели механических свойств стали в условиях, когда обеспечивается средний уровень значений других технологических факторов (содержание других элементов, параметры контролируемой прокатки). Полученные средние значения показателей свойств при реализации данного метода приведены на рисунках 1 - 3.

Таблица 3 - Доля партий листов, средние значения свойств и содержания микролегирующих элементов в зависимости от интервала изменения KCV^{-20} для плавок серий №1 (слева от черты) и №2 (справа от черты)

Характеристика	Значения для интервала изменения $KCV_{-20^{\circ}C}$, Дж/см ²				
	< 98*	98...125	126...150	151...200	> 200
Доля партий, %	37,7 / 0	21,3 / 7,5	21,3 / 15,0	14,4 / 60,0	5,3 / 17,5
σ_B , Н/мм ²	626 / -	627 / 606	616 / 599	610 / 603	608 / 593
σ_T , Н/мм ²	534 / -	536 / 527	525 / 515	524 / 517	524 / 510
δ_5 , %	21,2 / -	21,4 / 19,6	21,5 / 23,9	21,8 / 23,7	22,8 / 24,5
δ_2 , %	35,6 / -	36,2 / 35,8	37,3 / 40,6	38,2 / 40,8	38,8 / 42,6
KCV^{-20} , Дж/см ²	92,0 / -	116 / 115	134 / 141	169 / 175	239 / 234
KCU^{-60} , Дж/см ²	134 / -	157 / 115	170 / 162	195 / 202	242 / 259
Содержание V, %	0,092 / -	0,090/0,086	0,089/0,091	0,089/0,092	0,088/0,094
Содержание Nb, %	0,040 / -	0,041/0,035	0,040/0,034	0,040/0,038	0,038/0,039
Содержание Ti, %	0,016 / -	0,017/0,012	0,018/0,014	0,018/0,015	0,023/0,016

Примечание: * - включены показатели для партий листов, для которых имели место выпадения значений $KCV_{-20^{\circ}C}$ (<98 Дж/см²) при испытаниях образцов из отдельных листов в партиях из стали серии плавок при средних удовлетворительных значениях (19,7 % партий из плавок серии №1), а также для партий, средние результаты испытаний которых были ниже 98 Дж/см² (18 % партий из плавок серии №1).

Приведенные данные свидетельствуют о сложном характере влияния микродобавок сильных карбидо- и нитридообразующих элементов на комплекс свойств сталей контролируемой прокатки. Можно полагать, что оптимальное содержание ванадия, ниобия и, вероятно, титана в сталях типа 10Г2ФБ следует устанавливать с учетом планируемых параметров контролируемой прокатки листов.

Влияние ванадия.

Наиболее высокого уровня показателей ударной вязкости стали следует ожидать при содержании ванадия на уровне 0,088...0,089 % в стали серии плавок № 1 и 0,089...0,091 % (для показателя KCV^{-20} максимум значений фиксировали при содержании ванадия 0,094...0,096 %) в стали серии плавок № 2 (таблица 3, рисунок 1 а, б). Однако заметного снижения показателей ударной вязкости стали при отрицательных температурах ис-

пытаний следует ожидать при повышении содержания ванадия сверх 0,098...0,100 % и его снижении ниже 0,081...0,082 %.

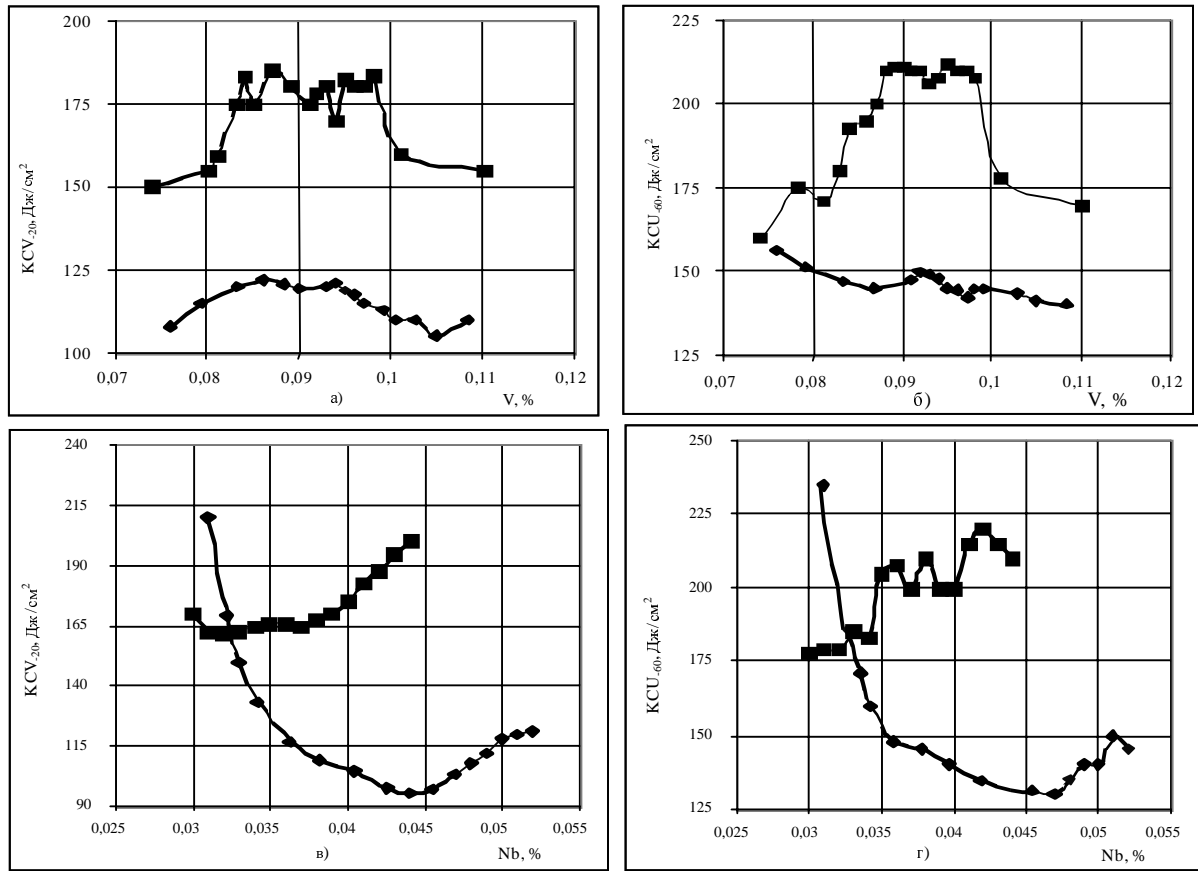


Рисунок 1 - Влияние содержания V (а,б) и Nb (в,г) на показатели ударной вязкости KCV^{-20} (а,в) и KCU^{-60} (б,г) стали 10Г2ФБ плавков серий № 1(◆) и № 2 (■)

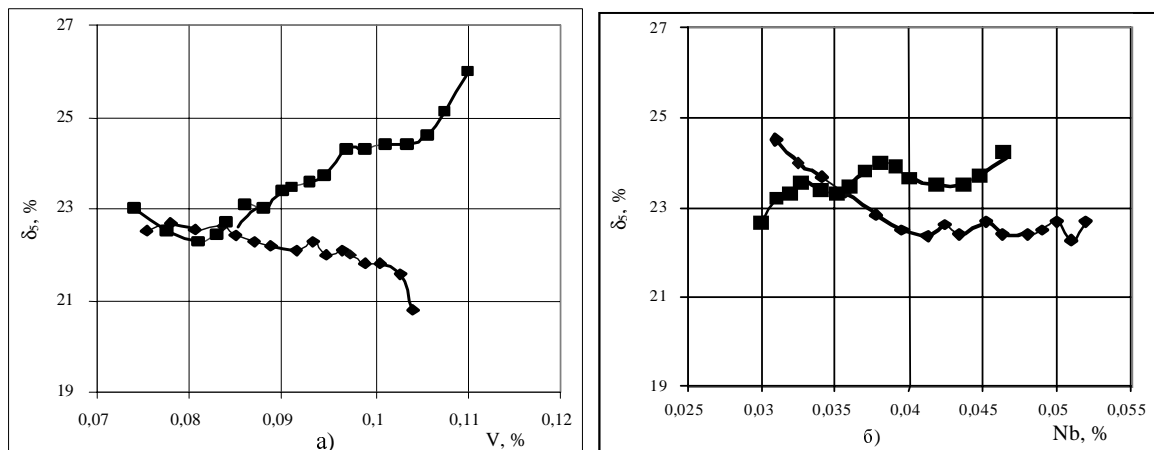


Рисунок 2 - Влияние содержания V (а) и Nb (б) на величину относительного удлинения (δ_5) стали 10Г2ФБ плавков серий №1(◆) и №2 (■)

Во многом подобным описанному выше был и эффект влияния ванадия на относительное удлинение δ_5 (рисунок 2а): в стали плавов серии № 1 проявляется устойчивая тенденция к его снижению с увеличением содержания ванадия выше 0,090 %, в то время, как для серии плавов № 2 рост концентрации ванадия в пределах 0,081...0,098 % может способствовать повышению значений δ_5 .

Наблюдается тенденция и к повышению значений σ_B и σ_T с увеличением содержания ванадия до 0,093...0,094 % для серии плавов № 1 и до 0,080...0,083 % для серии плавов № 2 (рисунок 3). Дальнейшее увеличение его содержания может способствовать разупрочнению стали, что представляется достаточно интересным и на первый взгляд несколько неожиданным результатом. Причем, если в стали серии плавов № 1 значения σ_B и σ_T изменяются в достаточно узком интервале в зависимости от содержания ванадия, то для стали серии плавов № 2 такое снижение может оказаться более значительным (25...30 Н/мм²).

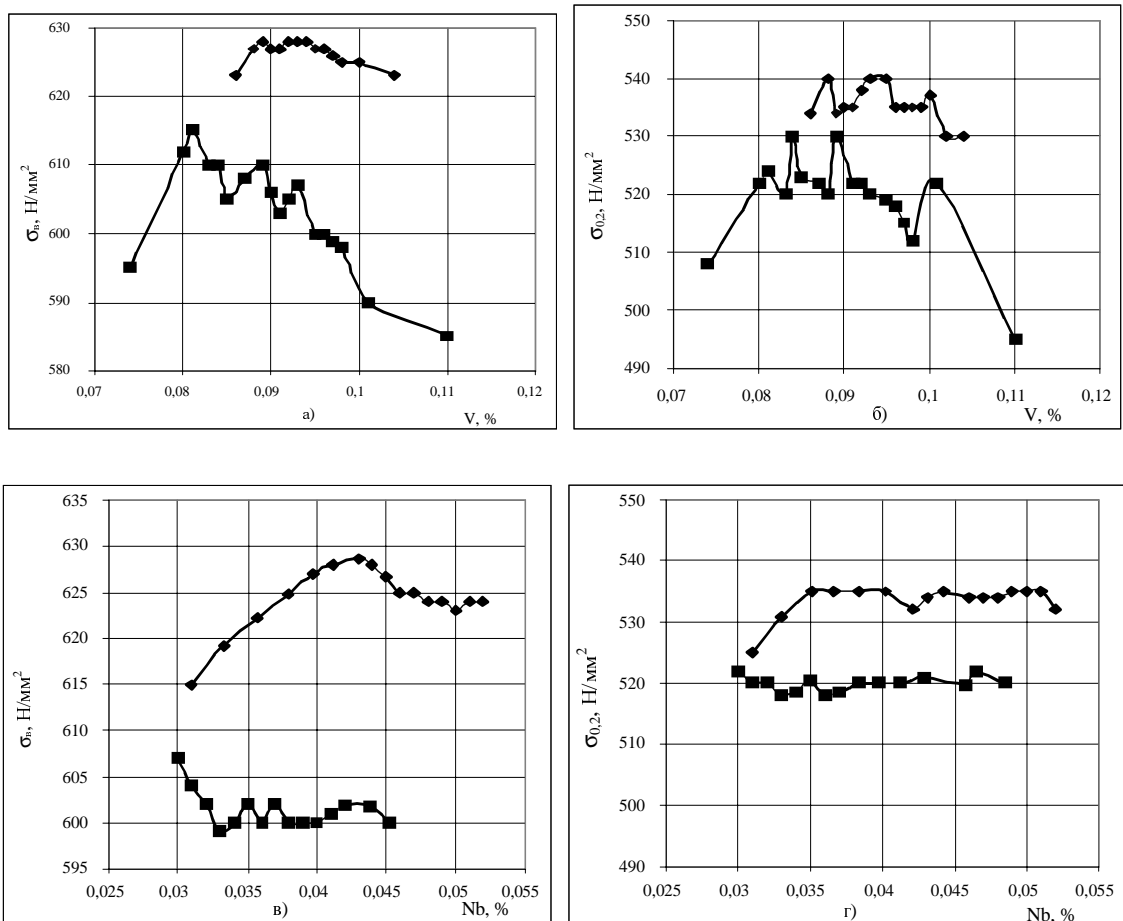


Рисунок 3 - Влияние содержания V (а, б) и Nb (в, г) на прочностные характеристики (σ_B и $\sigma_{0,2}$) стали 10Г2ФБ плавов серий №1(◆) и №2(■)

Влияние ниобия.

Наблюдается тенденция к повышению показателей ударной вязкости с увеличением содержания ниобия до 0,041...0,042 % в стали серии плавок № 2 и их снижению с ростом его концентрации до 0,046...0,047 % в стали серии плавок №1 (рисунок 1 в, г). Дальнейшее увеличение содержания ниобия до 0,052 % в стали серии плавок №2 может обеспечить даже некоторое повышение этих характеристик. Подтверждением возможного различного характера изменения показателей ударной вязкости стали, вызванного, вероятнее всего, различиями в параметрах контролируемой прокатки, служат и усредненные данные, приведенные в таблице 3: максимальный уровень показателей вязкости стали серии плавок № 1 фиксировали при минимальном среднем содержании ниобия (~0,031 %), а в стали серии плавок № 2, наоборот, при его максимальной средней концентрации (~0,045 %).

Менее закономерным был характер влияния ниобия на относительное удлинение (см. рис. 2б). Максимальный уровень этого показателя для стали серии плавок № 1 следует, очевидно, ожидать при содержании 0,044...0,046 % ниобия, а для стали серии плавок № 2 - при его концентрации 0,037...0,039 %. В стали серии плавок № 1 значения временного сопротивления разрыву и предела текучести возрастали с увеличением содержания ниобия соответственно до 0,043 и 0,039 % и незначительно снижались при дальнейшем росте его концентрации. В стали же серии плавок № 2 максимальный уровень прочностных характеристик фиксировали при минимальном содержании ниобия при общем достаточно узком интервале их изменения (рисунок 3 в, г).

Сложный характер изменения показателей механических свойств стали наблюдали и при анализе влияния концентрации титана. Наиболее высокий комплекс свойств стали обеспечивается при содержании титана в пределах 0,017...0,20 %. Однако, поскольку содержание титана в стали изменялось в достаточно узких пределах, данные о характере его влияния следует рассматривать, вероятно, лишь как ориентировочные.

В таблице 4 приведены обобщенные результаты оценки рекомендуемого рационального содержания ванадия и ниобия для обеспечения получения максимального уровня каждой из регламентируемых характеристик качества листов, а также рекомендации по их содержанию для обеспечения наиболее высокого комплекса свойств стали. Вместе с тем, обеспечение содержания микролегирующих добавок на "усредненном" уровне может не позволить получить максимальный уровень отдельных нормируемых характеристик свойств стали.

Можно полагать, что достаточно высокий комплекс свойств стали 10Г2ФБ (по обобщенным рекомендациям) может быть обеспечен в случае

такого содержания микролегирующих элементов: ванадия на уровне 0,089...0,090 %, ниобия - 0,039...0,040 %, титана - 0,017...0,018 %. Однако для листов, прокатанных в основном при более высоких температурах максимальный уровень прочностных характеристик следует ожидать при более низком содержании ванадия и, возможно, как при более низком, так и при более высоком содержании ниобия. Более высокие показатели пластичности и ударной вязкости стали этой серии плавок могут быть реализованы, наоборот, при более высокой в сравнении с обобщенными данными концентрации этих элементов.

Таблица 4 - Рекомендуемое рациональное содержание микролегирующих элементов в стали типа 10Г2ФБ для гарантированного обеспечения высокого комплекса свойств

Показатели свойств	Температура начала чистовой прокатки, °С	Рекомендуемое содержание элементов, % мас.	
		Ванадия	Ниобия
Прочностные свойства	Ниже 720°С	0,093-0,094 (0,088-0,095)	0,040-0,043 (0,038-0,045)
	Выше 720°С	0,080-0,081 (0,080-0,093)	0,042-0,043 (0,041-0,043)
Пластические свойства	Ниже 720°С	0,088-0,090 (0,086-0,092)	0,038-0,039 (0,038-0,046)
	Выше 720°С	0,095-0,097 (0,086-0,097)	0,037-0,039 (0,037-0,040)
Ударная вязкость	Ниже 720°С	0,088-0,089 (0,088-0,092)	0,031-0,032 (0,031-0,040)
	Выше 720°С	0,090-0,094 (0,083-0,098)	0,041-0,043 (0,035-0,044)
Комплекс свойств	Ниже 720°С	0,089-0,090 (0,088-0,092)	0,039-0,040 (0,038-0,040)
	Выше 720°С	0,092-0,093 (0,086-0,093)	0,039-0,040 (0,037-0,040)

Примечание: Без скобок указаны оптимальные содержания элементов, в скобках - допустимый интервал изменения их концентрации;

Обсуждаемый сложный характер влияния микродобавок сильных карбидо- и нитридообразующих элементов на механические свойства стали связан, очевидно, прежде всего, с особенностями выделения их соединений на различных стадиях прокатки и обусловленной этим спецификой влияния на процессы динамического и статического разупрочнения и кинетику распада аустенита. Так, известно (например, [1 – 3]), что снижение температуры горячей деформации задерживает развитие процессов динамической, а часто – и статической рекристаллизации, инициирует выделение частиц карбидов и карбонитридов в сталях, микролегированных сильными карбидообразующими элементами, что, в свою очередь, оказывает тормозящее влияние на рекристаллизацию аустенита [2 – 4]. В результате торможения процессов разупрочнения аустенит сохраняет повышенный уровень горячего наклепа, что будет снижать его устойчивость к распаду при охлаждении и, соответственно, стимулировать его полиморфное пре-

вращение в феррит при более высоких температурах [2, 3].

В условиях относительно невысоких температуры нагрева слябов и температуры окончания деформации в черновой клетке стана следует ожидать замедления рекристаллизации аустенита даже в отсутствие включений карбонитридной фазы. Выделение же карбонитридов во время деформации еще в большей мере задерживает его рекристаллизацию.

Следует ожидать, что по завершении прокатки в черновой клетке стана в стали должна сформироваться ориентированная структура частично рекристаллизованного аустенита с присутствующими преимущественно на границах зерен дисперсными включениями карбонитридов ниобия и титана, и, вероятно, карбидов ванадия, выделившихся уже при более низких температурах. Параметры последующей чистовой прокатки будут определять особенности структурных и фазовых превращений во время деформации и по ее завершении. При этом следует учитывать степень развития полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращения на этой стадии контролируемой прокатки, условия протекания процессов упрочнения и разупрочнения в феррите, возможность выделения новой порции карбонитридной фазы, прежде всего, карбидов ванадия, поскольку процессы рекристаллизации аустенита в изученных условиях развиваться, очевидно, уже не будут.

Учитывая обсуждаемые выше характер и степень влияния микролегирующих элементов в зависимости от температурных режимов прокатки, целесообразно рассмотреть три наиболее вероятных случая реализации деформации в чистовой клетке стана:

1. Чистовая прокатка начинается и завершается до начала полиморфного превращения аустенита в феррит;
2. Чистовая прокатка начинается до начала полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, но это превращение начинается уже в процессе деформации;
3. Полиморфное превращение начинается уже в ходе подстуживания раската и продолжает развиваться в процессе прокатки в чистовой клетке.

Первый случай будет реализован при относительно высоких температурах чистовой прокатки. Перед началом прокатки сталь будет иметь структуру частично рекристаллизованного аустенита с относительно крупными включениями карбонитридной фазы. В ходе последующей прокатки будут деформироваться как "остатки" нерекристаллизованных зерен аустенита, так и образовавшиеся ранее новые рекристаллизованные его зерна. При этом следует ожидать дополнительного выделения карбонитридов ниобия и титана, карбидов ванадия, вероятнее всего, по границам новых зерен аустенита и в дефектных местах нерекристаллизованных его объемов. В результате развития в ходе последеформационного охлаждения полиморфного превращения аустенита в феррит, дополнительно инициируемого как повышенным уровнем горячего наклепа аустенита, так и части-

цами избыточных фаз, а позже - и перлитного превращения оставшихся участков аустенита должна сформироваться мелкозернистая феррито-перлитная структура с равноосными зернами феррита и участками перлита в виде разорванных полос и отдельных (вне таких полос) его "зерен".

В этом случае не следует ожидать заметного охрупчивающего влияния соединений ниобия и титана, а до определенной его концентрации - и ванадия, карбиды которого интенсивно выделяются при пониженных температурах. Следовательно, в случае завершения деформации в нижней части аустенитной области при необходимости обеспечения высокого уровня пластичности и вязкости стали содержание микролегирующих элементов может быть более высоким, чем при пониженных температурах чистовой прокатки.

Во втором случае развитие полиморфного превращения уже в процессе прокатки в чистовой клети стана приведет к тому, что структура и свойства стали будут в значительной мере определяться процессами упрочнения и разупрочнения в деформируемом феррите. Увеличение степени горячего наклепа аустенита в ходе прокатки при пониженных температурах должно способствовать как инициированию образования новых мелких частиц карбонитридов и карбидов легирующих элементов [1, 4], так и более активному развитию полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращения [2, 3].

Снижение температуры чистовой прокатки, дальнейшее развитие процессов выделения карбонитридов и карбидов должны способствовать торможению процессов разупрочнения в феррите, формированию ферритных полос с ориентированными в направлении течения металла его зернами. Следовательно, увеличение содержания сильных карбидообразующих элементов, особенно ванадия, представляется нецелесообразным вследствие усиления негативного влияния низкотемпературной прокатки на структуру, степень изотропности показателей пластичности и вязкости стали.

Аналогичные рассуждения о возможной роли увеличения концентрации микролегирующих элементов на комплекс свойств стали применимы и для третьего рассматриваемого случая, когда феррит образуется как до начала прокатки в чистовой клети, так и в ходе последующей деформации, когда следует ожидать достаточно высокой степени развития полиморфного превращения еще до окончания прокатки. Это, очевидно, должно способствовать усилению степени структурной неоднородности и анизотропии свойств, снижению показателей пластичности и вязкости, особенно в присутствии повышенного количества частиц избыточной фазы.

Таким образом, рациональное содержание ниобия, ванадия и, очевидно, титана может определяться температурными параметрами контролируемой прокатки. Снижение температуры прокатки в чистовой клети стана, как и повышение концентрации микролегирующих элементов, спо-

способствуя развитию полиморфного превращения аустенита в феррит, в том числе и во время деформации, может приводить к усилению степени развития структурной неоднородности, сохранению более высокого уровня наклепа феррита и текстуры деформации. Это вызовет снижение показателей пластичности и ударной вязкости металла листов и повышение степени анизотропии его свойств. Наблюдаемое при этом разупрочнение стали может быть связано с развитием перлитного превращения при повышенных температурах, что может в определенной степени компенсировать эффект дисперсионного упрочнения при увеличении доли карбидов и карбонитридов.

Следовательно, для обеспечения получения высокого комплекса механических свойств высокопрочных трубных сталей концентрацию сильных карбидо- и нитридообразующих элементов целесообразно корректировать с учетом планируемого температурного режима контролируемой прокатки листов. При этом, как правило, максимальное содержание ванадия не должно превышать 0,09 %, а ниобия - 0,04 % с учетом обеспечения высоких показателей пластичности и ударной вязкости стали.

Литература

1. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов.- М.: Металлургия, 1989.- 289 с.
2. Бернштейн М.Л. Структура деформированного металла.- М.: Металлургия, 1974.- 441 с.
3. Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали / А.А. Баранов, А.А. Минаев, А.Л. Геллер, В.П. Горбатенко.- М.: Металлургия, 1985.- 128 с.
4. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали.- М.: Металлургия, 1979.- 208 с.

**© Горбатенко В.П., Бурховецкий В.В., Конарев В.Г.,
Климанчук В.В., Шебаниц Э.Н., Мурашкин А.В. 2007**