

УДК 620.17

Х.А. Аскеров

**НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАСТВОРИМОСТИ КАРБИДНОЙ
ФАЗЫ В СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЯХ 09Г2ФБ И 10Г2ФБ ПРИ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Успехи теоретического металловедения и физики металлов в последнее время характеризовалось глубоким изучением кристаллического строения фазовых и структурных составляющих сталей и сплавов, природы, механизма и кинетики фазовых превращений и установлением многочисленных связей между структурной и механическими свойствами. [1,2].

Использование преимуществ сталей с малым содержанием перлита оказалось возможным благодаря тому, что предел текучести и временное сопротивление могут быть повышены (несмотря на низкое содержание углерода) до достаточно высокого уровня путем упрочнения малыми добавками карбонитридообразующих элементов (ниобия, ванадия, титана, азота). Дисперсионное упрочнение ведет к значительному повышению прочности, но одновременно снижается ударная вязкость. Однако в результате использования указанных элементов удалось совместить дисперсионное твердение с измельчением зерна. Эффективность влияния этих элементов зависит от растворимости их карбонитридов в аустените, что при последующем охлаждении определяет количество и дисперсность упрочняющей фазы [3].

Свойства сталей в значительной степени определяются составом, размером, формой и характером распределения карбидной фазы. Так как ванадий сильно влияет на карбидные превращения в стали, то он существенно влияет и на ее физико-механические свойства. Основным достоинством применения для легированных сталей, особенно строительных является их способность к упрочнению. Кроме ванадия для упрочнения малоуглеродистых сталей применяют небольшие добавки ниобия. Однако эффективность упрочнения стали ванадием значительно дешевле и менее дефицитен, чем ниобий. Одно

из наиболее ценных качеств ванадия как легирующего элемента в стали – его способность измельчать зерно [4]. Применительно к стали соединения ванадия с железом, углеродом, азотом и тройные : железо-углерод-ванадий, железо-азот-ванадий и железо-легирующий элемент-ванадий представляют интерес. Ванадий – сильный карбидообразующий и нитридообразующий элемент. Образующие им карбиды и нитриды являются фазами внедрения. В литературе можно встретить ссылки на следующие карбиды в системе ванадий-углерод : V_5C (4,5% C) ; V_2C (10,54 % C) ; V_4C_3 (15,02% C) ; VC (19,08% C); V_2C_3 (26,12% C). Однако при исследовании стали наиболее часто упоминаются только карбиды VC и V_4C_3 .

При нагреве стали для термической обработки карбиды или нитриды ванадия могут растворяться в аустените или оставаться нерастворенными. От этого зависят многие свойства термической обработанной стали : закаливаемость, прокаливаемость, устойчивость против отпуска, износостойкость и др. Растворимость карбида ванадия в аустените в зависимости от температуры нагрева зависит от соотношения углерода и ванадия, т.е. количества карбида ванадия. При медленном нагреве стали со структурой феррита - карбидной смеси переход через критическую точку вызывает образование мелкого зерна аустенита.

Металлургической промышленностью освоен выпуск ряда марок сталей подвергаемых контролируемой прокатке на станах 3000 и 3600 металлургических комбинатов имени Ильича и «Азовсталь».

Химический состав и механические свойства листов из малоперлитных сталей, изготавливаемых с применением контролируемой прокатки показаны в таблицах [1,2].

Таблица I

Химический состав исследуемых сталей

МАРКА СТАЛИ	C	Mn	Si	S	P	Al	V	Nb
09Г2ФБ	0,09	1,70	0,35	0,010	0,02	0,05	0,09	0,05
10Г2ФБ	0,12	1,75	0,35	0,006	0,02	0,05	0,012	0,04

Таблица 2

Механические свойства листов из малоперлитных сталей

МАРКА СТАЛИ	σ_B Н/мм ²	σ_T Н/мм ²	δ %	KCU	KCV
				Дж/см ²	
09Г2ФБ	550	450	22	59	88
10Г2ФБ	588	460	22	64	88

Введение ванадия и ниобия в строительные стали прежде всего повышает их прочность и упругие свойства (отношение $\frac{\sigma_T}{\sigma_B}$), такое влияние этих элементов обусловлено дисперсионным твердением в результате выделения мелкодисперсных карбидов ванадия при $\gamma - \sigma$ превращениях или при высокотемпературном отпуске закаленной стали. Получение в строительных сталях с ванадием и ниобием повышенной прочности после высокотемпературного отпуска – одно из основных преимуществ этих сталей. Отпуск при более высокой температуре дает возможность получить в стальных изделиях детали с минимальными остаточными внутренними напряжениями, что часто очень важно для надежности и высокой эксплуатационной стойкости стальных строительных конструкций.

Существенное влияние ванадия и ниобия на повышение устойчивости против отпуска связано с замедлением распада мартенсита – пересыщенного твердого α – раствора, задержкой выделения углерода из него и образованием высокодисперсных карбидов ванадия и ниобия, вызывающих дисперсионное твердение. Мартенсит, содержащий растворенные карбидообразующие элементы, сохраняет повышенное содержание углерода.

Чем выше карбидообразующая способность элемента, тем больше количество углерода задерживается в растворе α . При повышении температуры отпуска α раствор обедняется карбидообразующим элементом и из него выделяется избыточный углерод в виде второй порции карбида.

Закаленная сталь, в которой карбид ванадия при нагреве под закалку перешёл в твердый раствор, при отпуске разупрочняется меньше, чем сталь без ванадия. Чем больше карбида ванадия в стали и чем больше его переходит в твердый раствор, тем более устойчива сталь против отпуска. Если карбид ванадия не растворяется в аустените при нагреве под закалку, то задерживающее влияние ванадия на разупрочнение стали при отпуске не проявляется. Таким образом, повышенная устойчивость ванадиевой стали против отпуска определяется не абсолютным содержанием ванадия стали, а его количеством, растворяющимся в аустените. Изложенные особенности влияния этих элементов на свойства строительных сталей делают весьма перспективным легирование ванадием и ниобием.

Особый интерес вызывает малоперлитная сталь 09Г2ФБ, высокие прочностные свойства которой обеспечивается созданием мелкозеренной ферритной структуры в результате контролируемой прокатки [6].

Электронномикроскопические исследования микроструктуры позволили сделать количественную оценку, в результате которой получен средний размер субзерна феррита примерно 0,05 мкм. Плотность дислокаций в феррите составила $\rho = 10 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ (рис.1).

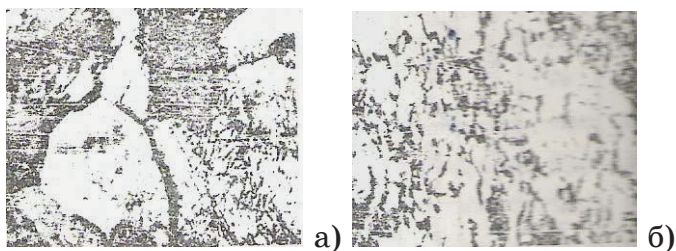


Рисунок 1 - Микроструктура стали 09Г2ФБ после контролируемой прокатки: а – $\times 25000$; б – $\times 50000$

Повышая скорость охлаждения после контролируемой прокатки, то есть используя различные охлаждающие среды, в стали 09Г2ФБ наряду с игольчатым ферритом наблюдаются участки с карбидными выделениями, характерными для речного дислокационного мартенсита (рис.2).

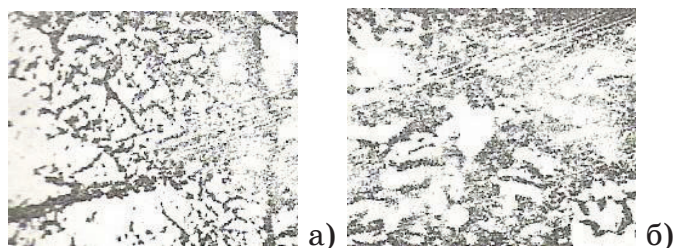


Рисунок 2 - Микроструктура стали 09Г2ФБ после контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением: а – дислокации в феррите; б – карбидные выделения $\times 50000$

В ряде работ [7,8] установлено, что при снижении температуры аустенитизации с 1250 до 1050 ... ферритное зерно измельчается на 0,5 – 1 балл. Кроме того, для увеличения измельчения зерна аустенита деформация при горячей прокатке должна носить убывающий характер с преобладанием степени деформаций (до 50%) в аустенитной области. Дальнейшее измельчение зерна обеспечивается при снижении температуры контролируемой прокатки от 1000 до 700 .

Регулирование температурно-деформационного режима обработки позволяет контролировать выделение дисперсных фаз карбонитридов, что способствует измельчению зерна феррита и получению развитой субструктуры с повышенной плотностью дислокаций [9]. Повышение прочности и сопротивления разрушению в игольчатом феррите, вероятно, можно объяснить тем, что прочность сплава регулируется размером субструктурных единиц, которые зависят от температуры превращения.

Таким образом, достижения в области создания сталей с высоким комплексом механических свойств позволяет при строительстве стальных конструкций снизить металлоёмкость. С этой точки зрения наиболее приемлемыми являются малоперлитные мелкозернистые стали с добавками ниобия и ванадия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М., 1982.184с
2. Ю.И.Матросов, Н.И. Карчевская и др. Карбонитриды ниобия и ванадия в малоперлитных сталях. Известия АН СССР : Металлы. 1975. №3. с. 151-155.
3. Большаков В.И. , Монгайт И.А. Закалка с прокатного нагрева малоперлитной стали с ниобием и ванадием. // Металловедение и термическая обработка металлов. М. 1983, №2 с.42-44.
4. Большаков В.И. , Аскеров Х.А. Карбидообразование и упрочнение строительных сталей с ванадием. //Перспективные задачи инженерной науки.GAUDEMUS, 2001, Днепропетровск, с 115.
5. И.Н. Голиков, М.И.Гольдштейн, И.И.Мурзин. Ванадий в стали. М. Металлургия, 1968 с.291.
6. Большаков В.И. , Монгайт И.А. Исследование тонкой структуры закаленной стали с ниобием и ванадием после контролируемой прокатки. – Известия вузов. Черная металлургия, 1983, №7, с. 102-106.
7. Большаков В.И. Разработка теоретических основ и внедрение процессов субструктурного упрочнения строительных сталей с целью повышения их эксплуатационных свойств. – Диссертация на соискание уч.степени доктора техн.наук, - Днепропетровск 1985, - 450 с.
8. Большаков В.И., Стародубов К.Ф., Тылкин М.А. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности, - М: Металлургия, 1977.-200 с.
9. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали.–М : Металлургия, 1983.-460