

## ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ

*Д.А. Пумпянский, МЛ. Смирнов,  
Л.Г. Журавлёв, И.Ю. Пышминцев*

Дилатометрическим методом построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 05Г2МФБ и проанализировано влияние скорости охлаждения на её структуру. Полученные данные свидетельствуют, что в малоуглеродистой стали при формировании структуры в процессе непрерывного охлаждения существенную роль играют процессы перераспределения углерода между аустенитом и образующимися фазами.

В трубной промышленности широко используются низкоуглеродистые легированные стали с феррито-перлитной структурой. Их упрочнение в сочетании с высоким сопротивлением хрупкому разрушению достигается при применении контролируемой прокатки и легирования карбидообразующими элементами, обеспечивающими эффект дисперсионного твердения.

Перспективным направлением создания высокопрочных трубных сталей является переход от феррито-перлитной структуры к кристаллографически упорядоченной бейнитной структуре [1]. Высокий уровень прочности такой структуры в сталях с низким содержанием углерода в основном связан с небольшими размерами кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы и значительной плотностью дефектов кристаллического строения в этих кристаллах. При проведении контролируемой прокатки и других видов обработки оптимальная структура с бейнитной  $\alpha$ -фазой может быть получена лишь при правильном подборе условий охлаждения в температурном интервале протекания фазовых превращений. В связи с этим является целесообразным проведение обстоятельных исследований влияния скорости охлаждения на фазовые превращения, структуру и свойства рассматриваемой группы сталей.

В настоящей работе изучали влияние скорости охлаждения на структуру и дилатометрические эффекты стали 05Г2МФБ, содержащей 0,07% С; 1,64% Мп; 0,23% Мо; 0,075% V и 0,053% Nb. Из листа, подвергнутого контролируемой прокатке, вырезали дилатометрические образцы диаметром 3,5 и длиной 50 мм. Исследование проводили на модернизированном дилатометре Шевенара. В процессе нагрева и охлаждения непосредственно фиксировалась температура образца, для чего к нему приваривалась тонкая хромель-алюмелевая термопара. На записываемую потенциометром термограмму специальным устройством наносились метки, соответствующие началу, приостановке и концу превращений. Далее термограммы перестраивались в координатах «температура - логарифм времени». Дилатограммы снимались после аустенитизации при 1000 °С с пятиминутной выдержкой, в результате которой формировалось зерно аустенита 8-9 балла. Средняя скорость охлаждения образцов в интервале 1000-300 °С варьировалась от 0,04 до 34,6 град/с. Их структура изучалась в оптическом и электронных просвечивающем и сканирующем микроскопах.

На основании данных дилатометрического и структурного анализа построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 05Г2МФБ (рис. 1). Она имеет вид, типичный для низкоуглеродистых легированных сталей. При охлаждении с малыми скоростями температурные интервалы диффузионного и бейнитного превращений разделены. При больших скоростях охлаждения оба превращения накладываются друг на друга по температурной шкале. Соответственно, на дилатометрических кривых при медленном охлаждении наблюдаются два участка увеличения объёма, связанного с  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением, а при быстром охлаждении - один участок.

При охлаждении со скоростями 0,04-1,26 град/с распад переохлажденного аустенита по диффузионному механизму, происходящий в интервале 780-580 °С, сопровождается формированием структуры полигонального (равноосного) феррита. Зёрна феррита, размер которых оценивается 11-12 баллами, имеют низкую плотность дислокаций (рис. 2, а). В феррите присутствуют дисперсные карбидные частицы размерами 0,1-0,04 мкм, часть из которых находится на дислокациях и большемугловых границах. Нагрев на 1000 °С приводит лишь к частичному растворению

карбидной фазы. По-видимому, несвязанные с дефектами кристаллического строения частицы – это карбиды, нерастворившиеся при аустенитизации, а также выделившиеся в аустените при охлаждении от 1000 °С до температурного интервала  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Карбиды, находящиеся на дефектах кристаллического строения, в основном, образовались непосредственно в феррите.

Кроме феррита, при диффузионном превращении возникают небольшие участки выродившегося перлита, объёмное содержание которого не превышает 8%. Так как количество перлита невелико, его появление заметно не сказывается на ходе дилатометрической кривой. В связи с этим на термокинетической диаграмме штриховой линией выделена лишь предполагаемая область формирования этой структурной составляющей. Цементит в участках выродившегося перлита присутствует либо в виде коротких пластин, нередко разбитых на отдельные части, либо частиц округлой формы, находящихся на разных стадиях сфероидизации.

Особенность данной стали заключается в том, что комплексное легирование марганцем и молибденом существенно замедлило развитие диффузионного превращения. Даже при очень малых скоростях охлаждения ( $10^2$  град/с) оно не протекает полностью. Непревращённая часть аустенита при переохлаждении до 520–400 °С претерпевает бейнитное превращение. Судя по величине дилатометрического эффекта, количество образующегося бейнита невелико (менее 10%). При электронномикроскопическом исследовании в структуре стали, подвергнутой медленному охлаждению, были обнаружены небольшие участки, имеющие строение верхнего бейнита, характерного для среднеуглеродистых сталей. На границах пластин (реек) с высокой плотностью дислокаций располагаются достаточно крупные частицы цементита (рис. 2, б). Появление такого бейнита не является удивительным, если учесть, что в процессе образования феррита непревращённая часть аустенита обогащается углеродом.

При скоростях охлаждения более 2,2 град/с развитие диффузионного превращения существенно тормозится, что проявляется в уменьшении количества полигонального феррита и в практически полном исчезновении перлита. В образцах, охлаждённых со скоростями 5–10 град/с, феррит присутствует в основном в виде отдельных мелких зёрен.

Подавление диффузионного превращения при ускоренном охлаждении сопровождается увеличением количества бейнитной структурной составляющей. Но в этом случае не наблюдается формирования верхнего бейнита, как это имело место при медленном охлаждении, а образуется характерная для низкоуглеродистых сталей бейнитная  $\alpha$ -фаза реечной (игольчатой) и глобулярной морфологии [2]. Внутри кристаллов этой фазы наблюдается высокая плотность дислокаций (рис. 2, в). На границах и в объёме кристаллов присутствуют дисперсные карбидные частицы. Как и в случае феррита, надёжно идентифицировать карбиды, нерастворившиеся при аустенитизации и выделившиеся при охлаждении в аустенитной области или после  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, не представляется возможным.

На электронограммах, снятых с образцов, охлаждённых с высокими скоростями, появились рефлексы остаточного аустенита. Как известно, бейнитное превращение в низкоуглеродистых легированных сталях не идёт до конца. Непревращённый аустенит частично остаётся между кристаллами бейнитной  $\alpha$ -фазы при охлаждении вплоть до комнатной температуры. Частично он может претерпевать мартенситное превращение. Образовавшийся мартенсит имеет реечную морфологию, а остаточный аустенит находится в виде тонких прослоек между рейками мартенсита. Участки (островки) с мартенситно-аустенитной структурой получили название М/А-составляющей [2].

Увеличение скорости охлаждения до 34,6 град/с не только исключает развитие диффузионного распада, но и приводит к частичному подавлению бейнитного превращения. В структуре стали появляется значительное количество мартенсита. Соответственно, дилатометрическая кривая охлаждения, начиная с 210 °С (точка  $M_n$ ), фиксирует заметное увеличение объёма образца.

Необходимо подчеркнуть, что точка  $M_n$ , определённая при максимальной исследованной скорости охлаждения, лежит значительно ниже точки  $M_n^*$  (см. рис. 1). Этот эффект обусловлен обогащением непревращённой части аустенита углеродом в процессе бейнитного превращения. Ориентировочные расчёты с учётом положения мартенситной точки  $M_n$  показывают, что количество углерода в аустените, а значит, и в мартенсите может достигать 0,6%. Заметим, что в работе [1] в структуре сталей, близких по химическому составу к исследованной в настоящей работе, после контролируемой прокатки наблюдали образование двойникованного мартенсита. Последнее также свидетельствует о повышенном содержании углерода в этой фазе.

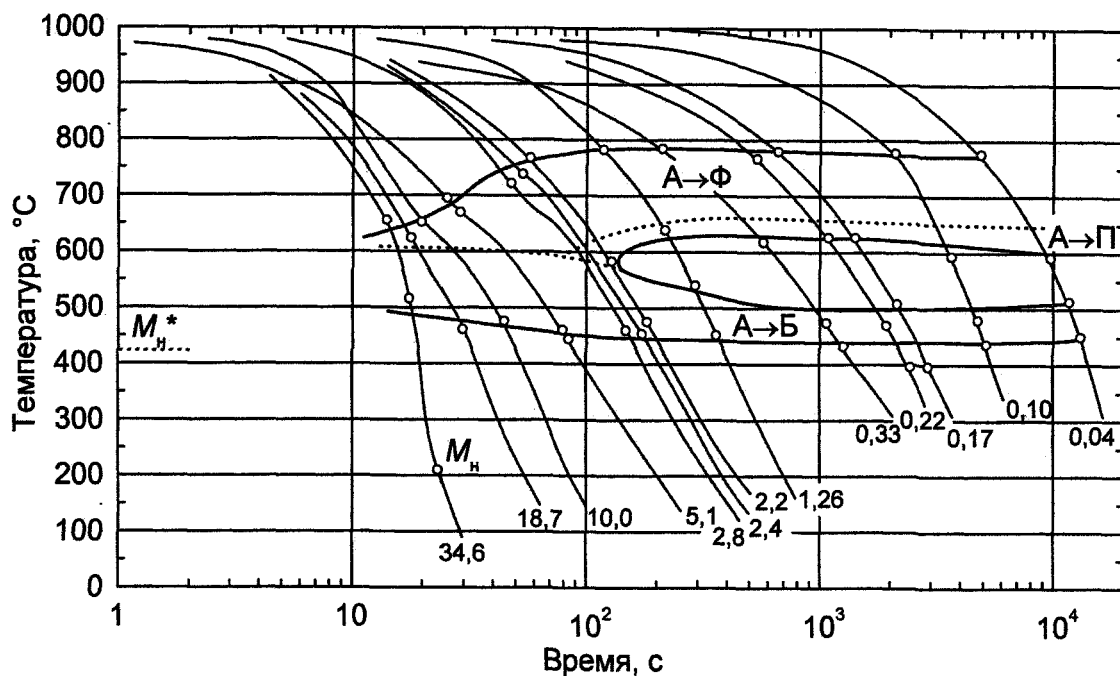
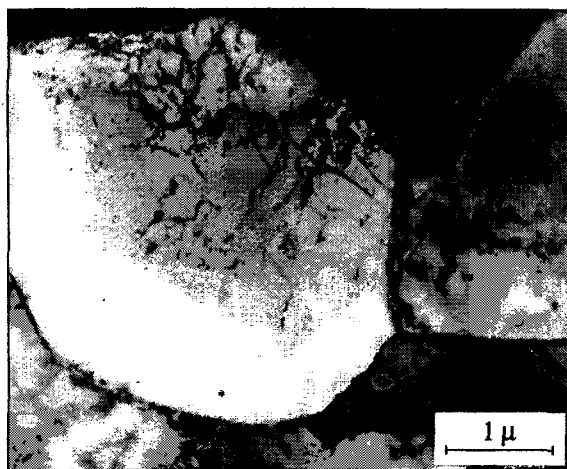


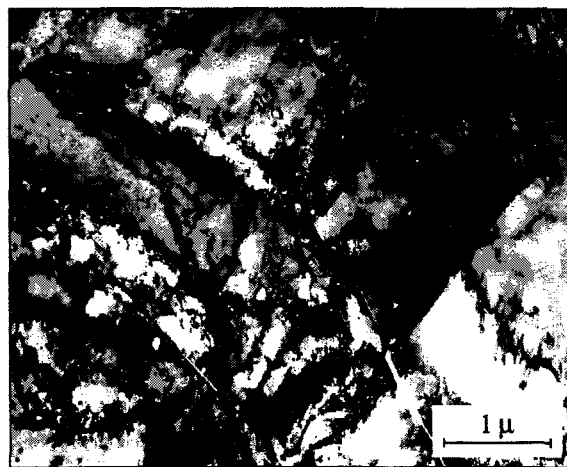
Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлаждённого аустенита стали 05Г2МФБ. У кривых указана средняя скорость охлаждения. Точка  $M_n^*$  получена расчётным путём



а)



б)



в)

Рис. 2. Структура стали 05Г2МФБ после охлаждения со скоростями 0,22 (а, б) и 10 град/с (в). Просвечивающая электронная микроскопия

Таким образом, при анализе характера структуры низкоуглеродистых легированных сталей необходимо учитывать, что на её формирование при охлаждении из аустенитной области в существенной мере влияет перераспределение углерода между образующимися ферритом и бейнитной  $\alpha$ -фазой с одной стороны и непревращённой частью аустенита с другой. Так, в стали 05Г2МФБ этот эффект обуславливает при малых скоростях охлаждения (порядка 0,1-0,01 град/с) образование верхнего бейнита, а при больших скоростях охлаждения приводит к возникновению мартенсита с повышенным содержанием углерода.

### Литература

1. Металловедческие основы получения хладостойких трубных сталей путём высокотемпературной контролируемой прокатки / Л.И. Эфрон, В.И. Ильинский, А.В. Голованов, Ю.Д. Морозов // Сталь. - 2003. - № 6. - С. 69-72.

2. Krauss G., Thompson S.W. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-Carbon Steels // ISIJ International. - 1995. - V. 35. - № 8. - P. 937-945.

*Поступила в редакцию 30 июня 2006 г.*