

В.И.Спиваков, П.Л.Литвиненко, Е.А.Шпак

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ТОЛСТЫХ ЛИСТАХ ИЗ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ КАТЕГОРИЙ ПРОЧНОСТИ X65, X70 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ ОХЛАЖДЕНИЯ

Цель работы состояла в исследовании влияния скоростей охлаждения на структурообразование в листах из стали типа X65, X70 в диапазоне их изменения при контролируемой прокатке (КП) и деформационно– термическом упрочнении (ДТУ). Созданы структурно– фазовые диаграммы и показан характер структурообразования в толстых листах в зависимости от их химического состава и скоростей охлаждения в интервале температур превращения аустенита. Показана возможность рационального использования и оптимизации содержания Мо в сталях, как наиболее дорогостоящего элемента.

толстый лист, контролируемая прокатка, деформационно– термическое упрочнение, скорость охлаждения, структурообразование

Постановка задачи. Необходимый уровень прочностных и вязких свойств в С– Nb– V (Г2ФБ) сталях– аналогах классов прочности X65, X70 для сварных труб большого диаметра достигается за счет измельчения ферритного зерна, характерного для КП, а также за счет образования допустимого объема (15– 20%) продуктов неравновесного распада аустенита (ПНР) бейнитного типа («игольчатого феррита») и «островкового» мартенсита, образующихся при ускоренном охлаждении (УО) листа после контролируемой прокатки (КП), т.е. при деформационно– термическом упрочнении (ДТУ). В связи с тем, что объем ПНР в анализируемых сталях из– за снижения пластических и вязких свойств не должен значительно превышать указанной величины, необходимо для назначения режимов ДТУ при одноразовой схеме обработки проката (УО без отпуска) определить влияние скоростей охлаждения ($V_{\text{охл.}}$) листов на характер структурообразования с учетом химического состава стали при его изменении в допустимых марочных пределах.

Химический состав сталей категорий прочности X65, X70 для производства труб с толщиной стенки 13,7– 30 мм кроме основных элементов С(0,05– 0,13%), Mn(1,28– 1,78%), Si(0,13– 0,39%) содержит добавки Nb(0,015– 0,02%), V(0,02– 0,09%) и Mo(0,19– 0,35%). При этом отмечается особая роль последнего элемента в повышении устойчивости аустенита и образовании благодаря этому ПНР вместо перлита при ускоренном охлаждении листов после прокатки [1,2].

Цель работы состояла в исследовании влияния скоростей охлаждения листов в диапазоне их изменения при КП и ДТУ на структурообразование в листах из стали типа X65, X70 при варьировании в допустимых марочных пределах химического состава стали.

Учитывая, что одним из элементов, оказывающих эффективное влияние на образование ПНР в сталях X65, X70 является Mo, предстояло определить его влияние на структурообразование при $V_{\text{охл}}$ листов, достигаемых в реальных производственных условиях.

Изложение основных результатов исследования.

Рассматривая влияние $V_{\text{охл}}$ после КП и при ДТУ на микроструктуру и комплекс свойств, следует отметить следующие основные особенности, присущие сталям с карбонитридным упрочнением типа Г2ФБ при их УО.

Во-первых, при распаде деформированного аустенита зародыши карбонитридов достаточно малы и повышение $V_{\text{охл}}$ при УО тормозит их дальнейший рост за счет препятствия диффузии элементов на большие расстояния.

Во-вторых, более низкие температуры распада способствуют увеличению количества критических центров образования зародышей новой фазы.

В готовом прокате это приводит к уменьшению размеров дисперсных частиц и межчастичного расстояния, что положительно влияет на формирование комплекса прочностных и вязких свойств.

Таким образом, необходимое сочетание прочностных, пластических и вязких свойств стали X65, X70 после ДТУ достигается за счет измельчения ферритного зерна, образования карбонитридных фаз и необходимого объема ПНР при достижении оптимальной $V_{\text{охл}}$ листа.

При этом, несмотря на увеличение $V_{\text{охл}}$ металла после прокатки, суммарный объем упрочняющих карбидной и нитридной фаз зависит, прежде всего от концентрации элементов металлов (V, Nb, Ti) и металлоидов — C и N.

Для выбора технологических режимов КП и ДТУ с учетом $V_{\text{охл}}$ предварительную оценку характера распада переохлажденного аустенита обычно производят при совместном анализе термокинетической диаграммы (ТКД) данной стали и среднemasсовых кривых охлаждения реального проката. Существенным недостатком этого метода является то, что ТКД, обычно, строятся для конкретного (одновариантного) химического состава стали, что не дает информации о соотношении структурных составляющих при изменении ее химического состава от плавки к плавке в условиях реального производства.

Более эффективным способом оценки влияния $V_{\text{охл}}$ на микроструктуру и соотношение структурных составляющих является анализ структурно-фазовых диаграмм (СД), построенных для стали при изменении ее химического состава, например, в пределах анализируемой выборки плавки, производимых на данном предприятии.

Как известно, метод оценки структурного состояния с использованием СД позволяет определять также объемное соотношение структурных составляющих в зависимости от скорости охлаждения по толщине проката и прогнозировать уровень механических свойств, не прибегая на пер-

вой стадии оптимизации технологии к дорогостоящим промышленным экспериментам.

При выборе характерных химических составов стали для построения СД был выполнен статистический анализ фактических данных о химическом составе и механических свойствах 218 текущих плавков листовой стали типа Х70, произведенных при стандартных параметрах КП в условиях стана 3600 ОАО «МК «Азовсталь».

Для количественной оценки влияния Мо в образовании бейнитной структуры стали Х70 строили СД с различным фактическим содержанием этого элемента (0,0 – 0,03%) в промышленных плавках.

Основные статистические характеристики факторов выборки для листов из стали Х70 после КП приведены в табл. 1.

Таблица 1. Статистические характеристики факторов выборки листов, толщиной 18,7 мм из стали Х70 после КП (218 плавков)

| Обозначение | Значение фактора | | | S_0 | Коэффициенты | | |
|-----------------------------|------------------|----------|-------|--------|--------------|-------|---------|
| | min | X_{cp} | max | | A | E | $V, \%$ |
| фактора | | | | | | | |
| $s_B, \text{Н/мм}^2$ | 590 | 623,6 | 690 | 17,24 | 0,856 | 1,65 | 0,0276 |
| $s_T, \text{Н/мм}^2$ | 510 | 540,5 | 602,5 | 13,71 | 0,681 | 1,61 | 0,0254 |
| $d_5, \%$ | 20,3 | 22,8 | 26,5 | 1,11 | 0,814 | 1,26 | 0,0485 |
| $KCV_{-20}, \text{Дж/см}^2$ | 98,8 | 182,2 | 294,2 | 43,68 | 0,303 | -0,55 | 0,2398 |
| $KCU_{-60}, \text{Дж/см}^2$ | 107,5 | 210,5 | 314,7 | 41,13 | - 0,171 | -0,13 | 0,1954 |
| $A_{c1}, ^\circ\text{C}$ | 710,9 | 715,1 | 719,9 | 1,622 | 0,424 | -0,00 | 0,0023 |
| $A_{c3}, ^\circ\text{C}$ | 854,5 | 864,0 | 876,2 | 4,455 | 0,875 | 0,00 | 0,0052 |
| Мо, % | 0,009 | 0,058 | 0,30 | 0,0889 | 1,279 | -0,34 | 1,5218 |

В таблице приняты следующие обозначения:

X_{cp} — среднее значение фактора в выборке; S_0 — среднее квадратическое отклонение; min, max — минимальное и максимальное значение фактора в выборке; A, E, V — соответственно коэффициенты асимметрии, эксцесса и вариации.

Сравнение значений коэффициентов асимметрии (A) и эксцесса (E), приведенных в табл. 1 с критическими значениями $3S_A$ и $5S_E$ показывает, что характеристики механических свойств анализируемой выборки листов близки к нормальному закону распределения за исключением относительного удлинения (d_5). Закон распределения некоторых элементов химического состава, в частности, молибдена не отвечает нормальному (коэффициенты в табл. 1 выделены жирным шрифтом).

При практически одинаковой скорости охлаждения (1– 3⁰C/c) листов одной толщины (18,7 мм) после КП, приведенный в табл. 1. разброс механических свойств может быть вызван, в основном, только колебаниями

химического состава стали и соответственно микроструктуры проката от плавки к плавке.

Для построения структурных диаграмм были выбраны средневзвешенные (по выборке) химические составы стали типа Г2ФБ (Х70) для вариантов минимального, среднего и максимального содержания основных и микролегирующих элементов, включая молибден (табл.2).

Таблица 2. Химсоставы стали Х70, выбранные для построения СД

| Содержание элементов, % (мин, средн., макс.) | | | | | | | | | | | | | |
|--|------|------|-------|-------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| С | Mn | Si | S | P | Cr | Ni | Cu | Al | Nb | N | V | Ti | Mo |
| 0,06 | 1,55 | 0,17 | 0,004 | 0,006 | 0,01 | 0,01 | 0,01 | 0,019 | 0,025 | 0,005 | 0,062 | 0,005 | 0,00 |
| 0,09 | 1,62 | 0,22 | 0,005 | 0,012 | 0,02 | 0,016 | 0,016 | 0,034 | 0,039 | 0,007 | 0,072 | 0,015 | 0,220 |
| 0,11 | 1,75 | 0,34 | 0,008 | 0,018 | 0,08 | 0,05 | 0,05 | 0,049 | 0,06 | 0,01 | 0,079 | 0,03 | 0,30 |

Кроме содержания элементов анализировали величины критических точек (A_{c1} , A_{c3}), полученные расчетным методом по данным работы [3] для каждого химического состава и содержания Мо (табл.2): максимального (0,30 %, $A_{c3} = 852,5$ °С), минимального (0,0 %, $A_{c3} = 849,2$ °С) и среднего (0,223 %, $A_{c3} = 851,9$ °С).

Из приведенных данных следует, что изменение содержания Мо в указанных пределах мало влияет на значения критической точки (A_{c3}) стали Х70 указанных выше химических составов, т.е. по этому фактору корректировка температуры нагрева слябов под КП не требуется.

Построение структурных диаграмм (СД) стали Х70 проводили по усовершенствованной расчетной методике, приведенной в работе [4] с дополнительным микроструктурным анализом.

Анализ результатов исследования

Роль УО и $V_{\text{охл}}$ на процесс формирования структуры и свойств не всегда оценивается однозначно. Отмечено, что рост показателей прочности листов в С–Nb–V стали Х70 сильнее зависит от температуры конца их охлаждения ($T_{\text{ко}}$), чем от $V_{\text{охл}}$. Установлено, что при $T_{\text{ко}} = 550$ °С изменение скорости охлаждения от 2 до 12 °С/с во всем температурном диапазоне ее изменения не влияет на прочность [5].

Учитывая, что указанные выше механизмы влияния УО на процессы структурообразования в толстолистовом прокате сталей типа Г2ФБ, при увеличении $V_{\text{охл}}$ однозначно способствуют повышению прочностных характеристик, при анализе необходимо обращать внимание на выбор температурного интервала, в котором определяется $V_{\text{охл}}$, как фактор влияния.

Для повышения точности прогнозирования структурообразования в диффузионной и смешанной областях распада аустенита стали Х70 при построении СД рассматривали скорости охлаждения в интервале температур $A_{c3} - T_{\text{кпр}}$ (температура конца распада переохлажденного аустенита) [6].

Полученные структурные диаграммы стали X70 с различным основным химическим составом и содержанием Мо (табл.2), представлены на рисунке. Из рисунка видно, что соотношение структурных составляющих в толстых листах из стали X70 существенно зависит от скорости их охлаждения (в интервале температур A_{r3} — $T_{кпр}$) и содержания Мо в стали при его изменении в пределах исследуемой выборки данных стали X70 (табл.2). Увеличение содержания Мо от нуля (фактически сталь 10Г2ФБ) до 0,3 % (сталь X70) смещает бейнитную область в диапазон более низких скоростей охлаждения (рисунок).

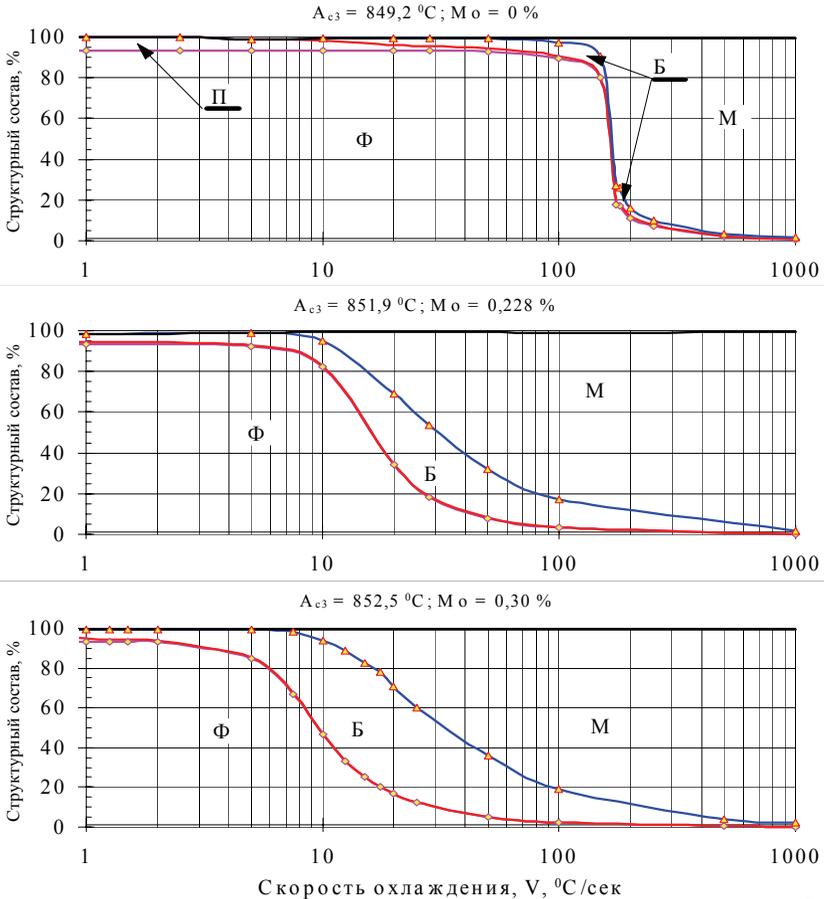


Рисунок. Изменение структурно– фазового состава при распаде аустенита стали X70 в зависимости от скорости охлаждения (в интервале температур A_{r3} — $T_{кпр}$) и содержания молибдена (Мо — 0,0 – 0,3 %). Скорости охлаждения соответствуют: 1 – 3⁰С/с при КП, 10 – 100⁰С/с при ДТУ.

Исходя из допустимого объема содержания ПНР (около 15 – 20 %) в стали типа Х70 следует, что при минимальном содержании основных легирующих элементов и отсутствии Мо (фактически сталь 10Г2ФБ, $A_{c3} = 849,2^{\circ}\text{C}$) требуемая $V_{\text{охл}}$ должна достигать $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$. В стали Х70 при среднем содержании легирующих элементов и наличии до 0,22% Мо ($A_{c3} = 851,9^{\circ}\text{C}$) требуемая $V_{\text{охл}}$ будет $10\text{--}15^{\circ}\text{C}/\text{с}$, а при максимальном содержании 0,30% Мо ($A_{c3} = 852,5^{\circ}\text{C}$) может быть не выше $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Таким образом, для стали Х65, Х70 требуемый при ДТУ диапазон эффективных скоростей охлаждения листов, толщиной до 20 мм включительно должен составлять $10\text{--}20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в зависимости от конкретного химического состава плавки, а для листов из стали 10Г2ФБ (Мо= 0,0%) для обеспечения необходимого объема содержания ПНР $V_{\text{охл}}$ листов должна достигать $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Характерно, что структура листов стали типа 10Г2ФБ (Мо=0,0%) при стандартных режимах КП и охлаждении на воздухе ($V_{\text{охл}} = 1\text{--}3^{\circ}\text{C}/\text{с}$), практически не изменяется от плавки к плавке. По сечению листа преобладает мелкозернистый феррит (балл зерна № 10 – 11 по ГОСТ 5639) при отсутствии ПНР, что однако не обеспечивает требуемый класс прочности стали Х70.

Из рисунка видно, что для листов из стали Х65, Х70 (Мо=0,22– 0,3%) при $V_{\text{охл}}$ превышающей $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ происходит наряду с бейнитной образованием и объемный рост мартенситной структуры («островковый мартенсит»), что способствует дальнейшему повышению прочностных свойств листов и снижению пластических и вязких.

В работе [1] отмечено, что при добавлении Мо структура стали на основе С–Nb–V после УО представляет собой феррито– бейнитную смесь с большей долей бейнита и меньшей островкового мартенсита (ОМ), чем в аналогичной стали без Мо. Аналогичная зависимость наблюдается при сравнении СД (рис.) плавков, содержащих Мо, — непрерывный рост бейнитной составляющей при увеличении $V_{\text{охл}}$ более $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Наличие значительных объемов ОМ, которые, как правило, содержат повышенное количество углерода и примесей, может приводить к снижению показателей вязкости стали и повышению переходной температуры хрупкости.

Как видно из анализа СД (рисунок) наличие ОМ в минимальном объеме при содержании Мо в стали до 0,3% наблюдается при скоростях $V_{\text{охл}}$ до $10\text{--}12^{\circ}\text{C}/\text{с}$, характерных для основной массы по сечению листа толщиной до 20 мм, а скорости превышающие эти показатели возможны только на поверхностных слоях проката, не оказывающих влияния на интегральный уровень свойств. Рассматривая весь диапазон скоростей охлаждения ($1\text{--}1000^{\circ}\text{C}/\text{с}$), можно определить их влияние на структурообразование в различных точках по сечению листа от поверхностных ($V_{\text{охл}} = 200\text{--}1000^{\circ}\text{C}/\text{с}$) до центральных ($V_{\text{охл}} = 1,0\text{--}10,0^{\circ}\text{C}/\text{с}$) слоев.

Исходная база данных (табл.1) содержит интегральные по толщине механические свойства, определяемые на натуральных плоских образцах по-

сле КП или на установке УОВТ стана 3600, поэтому при прогнозировании структурного состояния по толщине проката в интервале температур от начала ($T_{но}$) до окончания охлаждения ($T_{ко}$) листов на воздухе, наиболее точно их показатели будет отражать среднемаховая по толщине скорость охлаждения листов $V_{срм}$. При этом после КП с учетом влияния деформации $T_{но}$ близка по своим значениям к $A_{гз}$, а $T_{ко}$ к $T_{кпр}$, соответственно для листов толщиной до 20 мм при существующих условиях пирометрических измерений после УОВТ.

Значительное отличие СД при изменении химического состава анализируемых сталей в пределах исследуемой выборки (рисунок) свидетельствует о необходимости оперативного влияния на режимы УО в соответствии с данными плавочного химического анализа.

Заключение. Таким образом, полученные структурно– фазовые диаграммы (СД) позволяют оценивать характер структурообразования в листах из стали типа Г2ФБ категории прочности Х70, Х65 для всего диапазона изменения в производственных условиях химического состава сталей и скоростей охлаждения проката, а также оптимизировать содержание **Mo**, как наиболее дорогостоящего элемента, с точки зрения его рационального использования.

1. *Сб. докладов* международной научно– технической конференции «Азовсталь–2002» //Прогрессивные толстолистовые стали для газонепроводных труб большого диаметра и металлоконструкций ответственного назначения. — М.: Металлургиздат, 2004. — С.34– 42.
2. *Сэйдж А.М.* Металлофизический обзор высокопрочных низколегированных сталей для труб и фиттингов. // Стали для газопроводных труб и фиттингов. Труды конференции. — М.: Металлургия, 1985. — С.38– 59.
3. *Винокур Б.Б., Пилушенко В. Л., Касаткин О.Г.* Структура конструкционной легированной стали.— М.: Металлургия, 1983.— 216 с.
4. *Пилушенко В.Л., Ноговицын А.В.* Феноменологическая модель механических свойств проката из низкоуглеродистой и низколегированной стали. //Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. — Киев: Наукова думка, 1995, с.206– 219.
5. *С. Шига.* Мелкозернистая феррито– бейнитная сталь классов прочности Х70 и Х80 для газопроводов, эксплуатируемых при низких температурах.// Стали для газопроводных труб и фиттингов. Труды конференции. — М.: Металлургия, 1985. — С.144– 145 .
6. Исследование влияния скорости охлаждения при деформационно– термическом упрочнении на механические свойства листов из Si– Mn стали /В.И.Спиваков, А.В.Ноговицын, Э.А.Орлов, Е.А.Шпак //Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб.научн.тр.ИЧМ. — Выпуск 18. — 2008 г. — С.179– 185.

7. *Спиваков В.И., Орлов Э.А.* Исследование влияния деформационно– термических параметров асимметричного охлаждения на плоскостность, микроструктуру и механические свойства листов. // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб.научн.тр.ИЧМ. К.: — Наукова думка, 2002. – Вып.4. – С. 321.*

*Статья рекомендована к печати:
докт. техн. наук, проф. И.Г.Узловым*

В.І.Співаков, П.Л.Литвиненко, Е.А.Шпак

Дослідження структуроутворення у товстих листах з трубних сталей категорій міцності Х65, Х70 при різних швидкостях охолодження

Мета роботи полягала в дослідженні впливу швидкостей охолодження на структуроутворення в листах із сталі типу Х65, Х70 в діапазоні їх зміни при контрольованому прокатуванні (КП) і деформаційно– термічному зміцненні (ДТУ). Створено структурно– фазові діаграми і показано характер структуроутворення в товстих листах залежно від їх хімічного складу і швидкостей охолодження в інтервалі температур перетворення аустеніту. Показано можливість раціонального використання і оптимізації вмісту Мо в сталях, як найдорожчого елементу.