



ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ЛЕГИРОВАНИЯ ХРОМИСТЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ НА ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛА В ЗОНЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена связь между степенью легирования хромистых теплоустойчивых сталей (с 2,25...13 % Cr), температурой мартенситного превращения M_s и результирующей твердостью закаленного металла сварных соединений. Показано, что уровень твердости зависит от температуры M_s и связан с длительностью периода самоотпуска мартенсита на стадии остывания металла от температуры превращения.

Ключевые слова: дуговая сварка, теплоустойчивые стали, сварные соединения, легирование, мартенсит, самоотпуск, твердость

Одной из главных причин возникновения холодных трещин является образование закалочных структур в металле ЗТВ. С увеличением общего содержания легирующих элементов в свариваемой стали склонность к трещинообразованию возрастает, что лежит в основе оценки свариваемости по величине углеродного эквивалента $C_{экв}$ или параметрическому показателю Ито – Бессю $P_{см}$ [1, 2]. Ориентировочным показателем склонности к трещинообразованию может служить также твердость металла ЗТВ (считается, что риск образования холодных трещин возникает при твердости более $HV 350...400$ [2, 3]). Иногда при сравнении технологических характеристик современных высокохромистых теплоустойчивых сталей отмечают, что стали с 12 % Cr более склонны к образованию холодных трещин, чем стали с 9 % Cr, поскольку у первых мартенситное превращение происходит при более низкой температуре, в результате чего металл приобретает более высокую твердость (до

$HV 650$ по сравнению с $HV 450$ у сталей с 9 % Cr) [3, 4]. При низком содержании хрома превращение аустенита сдвигается в сторону более высокой температуры с проявлением склонности к промежуточному превращению, что вызывает получение металла с относительно низкой твердостью. Эти особенности отражены в термокинетических диаграммах превращения аустенита, полученных для конкретных сталей. В силу разрозненности таких данных нет определенного представления об общем характере влияния легирования на поведение сталей в условиях распада перегретого аустенита.

В настоящей работе рассмотрено влияние степени легирования хромистых теплоустойчивых сталей на температуры начала распада аустенита и ориентировочную твердость металла со структурой закалки. При проведении анализа использованы данные о характере превращения аустенита в сталях с содержанием хрома от 2,25 до 13 % [3, 5–9]. Составы сталей приведены в таблице.

Для обобщенной оценки степени легирования использован подход, заложенный в методах приближенного определения фазового состава сталей

Химический состав анализируемых сталей

| Тип, марка стали | Массовая доля элементов, % | | | | | | | | | | | | |
|--------------------|----------------------------|------|------|-------|-------|-------|------|------|------|------|-------|-------|----------------------------------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Mo | V | W | Nb | N | Прочие |
| 2,25Cr–1Mo [5] | 0,1 | 0,34 | 0,48 | 0,017 | 0,013 | 2,16 | | 0,96 | | | | | |
| 7CrMoVTiB10–10 [3] | 0,081 | 0,21 | 0,53 | 0,004 | 0,004 | 2,44 | 0,18 | 0,95 | 0,26 | | 0,002 | 0,007 | 0,04 Al; 0,004 B; 0,053 Ti |
| 3Cr–1Mo [5] | 0,1 | 0,4 | 0,4 | | | 3 | | 1 | | | | | |
| 3Cr–1,5Mo [5] | 0,1 | 0,4 | 0,4 | | | 3 | | 1,5 | | | | | |
| P91 [6] | 0,1 | 0,34 | 0,47 | 0,018 | 0,003 | 8,52 | 0,28 | 0,93 | 0,20 | | 0,072 | 0,06 | 0,011 Al |
| E911 [3] | 0,115 | 0,2 | 0,51 | 0,017 | 0,002 | 8,85 | 0,24 | 0,94 | 0,22 | 0,95 | 0,069 | 0,084 | 0,007 Al |
| HCM12A [7] | 0,13 | 0,31 | 0,50 | 0,014 | 0,001 | 10,65 | 0,35 | 0,35 | 0,22 | 1,92 | 0,06 | 0,061 | 0,009 Al |
| X20CrMoV121 [8] | 0,18 | 0,28 | 0,54 | 0,020 | 0,005 | 12,7 | 0,63 | 0,90 | 0,32 | | | 0,030 | |
| 20X13 [9] | 0,24 | 0,37 | 0,27 | | | 13,32 | 0,32 | 0,06 | | | | | |

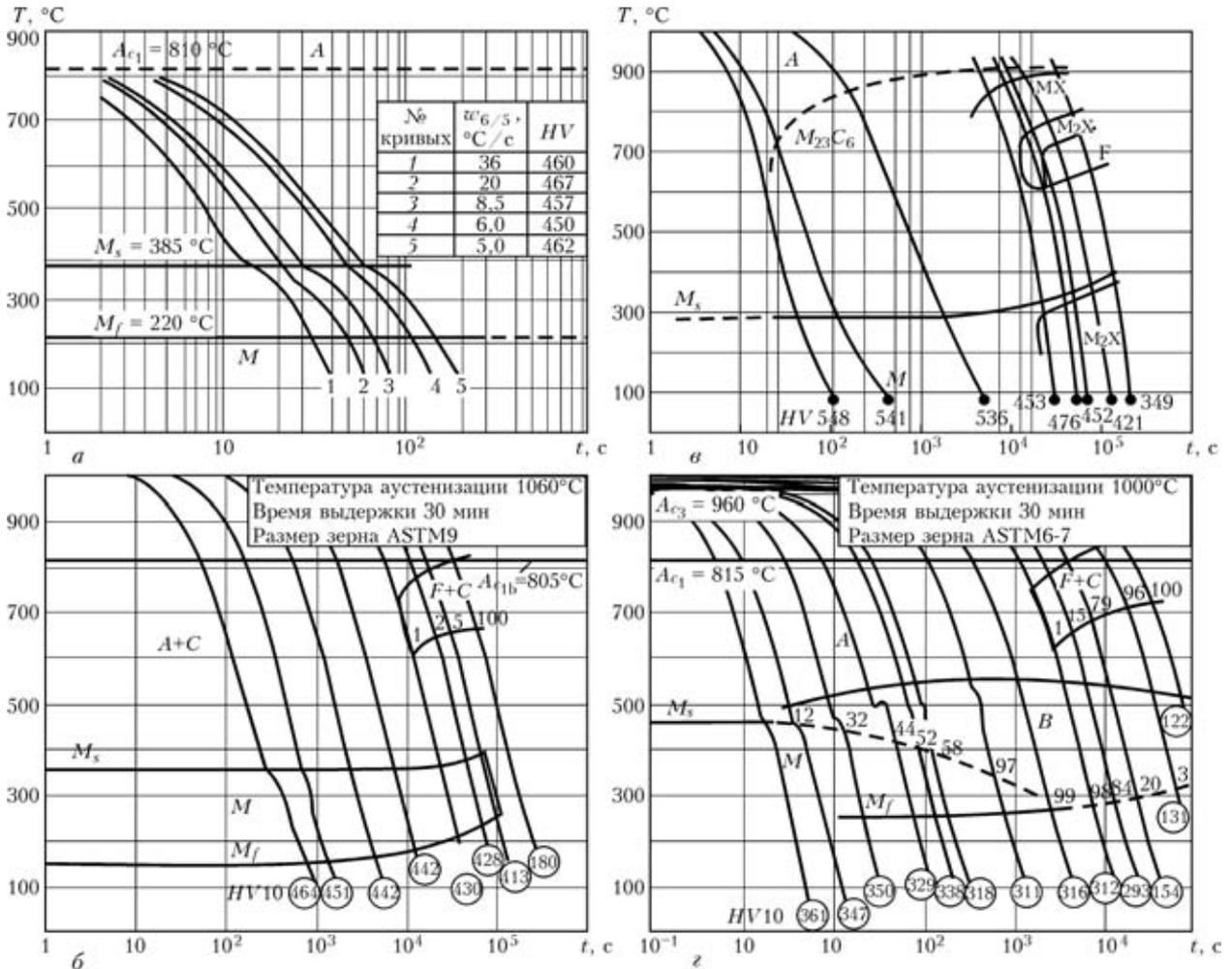


Рис. 1. Термокинетические диаграммы превращения аустенита в теплоустойчивых сталях с различным содержанием хрома: а — сталь P91 [6]; б — E911 [3]; в — X20CrMoV121 [8]; г — сталь с 2,25 % Cr (7CrMoVTiB10-10) [3] (A — аустенит; F — феррит; M — мартенсит; M_s, M_f — начало и конец мартенситного превращения)

с помощью известных диаграмм Шеффлера или Де Лонга по расчетным значениям $Cr_{эКВ}$ и $Ni_{эКВ}$, поскольку эти параметры учитывают влияние элементов, оказывающих основное влияние на структурообразование. В данном случае степень легирования «активными» структуроопределяющими элементами выражалась обобщающим параметром $P_C = Cr_{эКВ} + Ni_{эКВ}$, где

$$Cr_{эКВ} = \% Cr + \% Mo + 1,5\% Si + 0,5\% Nb + \{2 \cdot (\% Ti + \% Al) + \% W\},$$

$$Ni_{эКВ} = \% Ni + 30(\% C + \% N) + 0,5\% Mn + \{12\% B\}.$$

В фигурных скобках дополнительно введены элементы с коэффициентами по данным [10].

Особенностью теплоустойчивых сталей с повышенным содержанием хрома (9...12 %) является высокая стабильность аустенита в условиях переохлаждения, что приводит к образованию мартенсита при различных скоростях охлаждения на спокойном воздухе. На диаграммах это выражено наличием широкой временной области существования чисто мартенситного превращения (рис. 1). Например, в стали P91 с 9 % хрома [4]

начало диффузионного распада аустенита с образованием перлита возможно при нахождении на стадии охлаждения в интервале 800...500 °C в течение 30000...40000 с (8,3...11 ч), что соответствует скорости охлаждения $w_{8/5}$ порядка 0,01...0,008 °C/c и характерно для остывания на воздухе трубы с толщиной стенки 80 мм. Обычно при сварке скорости охлаждения гораздо выше. В зависимости от способа (мощности дуги), теплового режима сварки и толщины металла реальные скорости охлаждения могут изменяться примерно от 10 до 30 °C/c и выше (последнее более характерно для выполнения первых корневых проходов в толстостенных стыковых соединениях с пониженной температурой предварительного подогрева или без него), т. е. в условиях сварки сталей с 9 % хрома следует ожидать образования в металле ЗТВ чисто мартенситной структуры. Поскольку из-за требования обеспечения однородности физико-механических свойств сварных соединений швы должны иметь легирование, аналогичное основному металлу, закалку с образованием мартенсита будут претерпевать сварные соединения в целом.

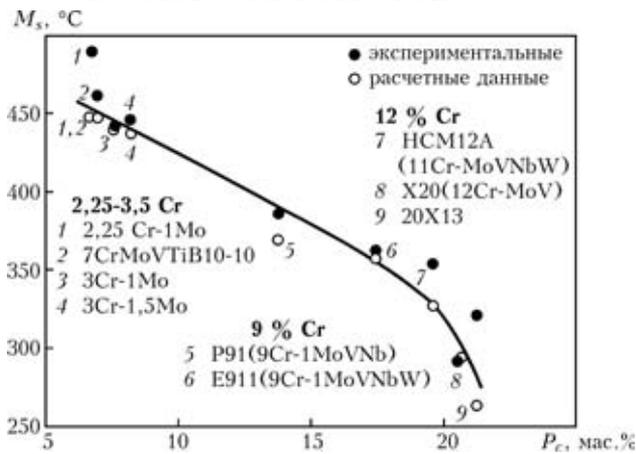


Рис. 2. Влияние степени легирования хромистых сталей P_c на температуру начала мартенситного превращения M_s

В общем случае начало мартенситного превращения зависит от степени упрочнения кристаллической решетки аустенита углеродом и введенными легирующими элементами, которые, создавая внутренние искажения и поля упругих напряжений, обуславливают увеличение сопротивления кристаллической системы сдвиговой перестройке в порядке расположения атомов. В результате в сталях с повышенным содержанием легирующих элементов мартенситное превращение происходит в условиях накопления усадочных напряжений при более низкой температуре, чем в менее легированной стали. Так, у сталей с 12 % Cr по сравнению со сталями с 9 % Cr (см. рис. 1, в) точка M_s расположена примерно на 100°C ниже — на уровне 280 °C (553 K) [8]. У сталей с низким содержанием хрома (типа 2,25 % Cr–1Mo) (см. рис. 1, з) мартенситное превращение происходит при более высокой температуре — около 460 °C (733 K). При этих температурах достаточно быстро развиваются диффузионные процессы и при замедлении охлаждения происходит промежуточное бейнитное превращение [3].

Результаты анализа влияния степени легирования хромистых сталей на начало мартенситного превращения M_s представлены на рис. 2. Температуры M_s определяли по диаграммам распада аустенита [3, 5–9] и расчетным путем с использованием следующей зависимости [11]:

$$M_s \text{ (}^\circ\text{C)} = 539 - 423 (\% \text{ C}) - 30,4 (\% \text{ Mn}) - 12,1 (\% \text{ Cr}) - 17,7 (\% \text{ Ni}) - 7,5 (\% \text{ Mo}).$$

Необходимо отметить, что существуют и другие модели для оценки значений M_s . Дополнительно может учитываться также сдвиг точки M_s вверх в зависимости от содержания карбидообразующих элементов или углерода, что достигает нескольких десятков градусов при малых его содержаниях (например, в одной из моделей с помощью параметра «+4,2/C»). Выбранная модель дает хорошую сходимость результатов расчетов

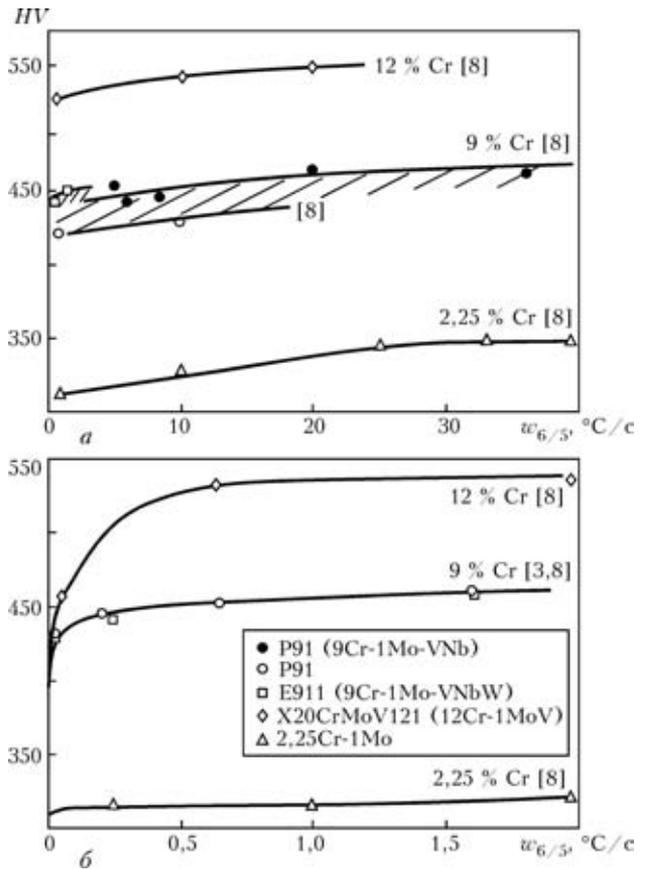


Рис. 3. Влияние повышенной (а) и пониженной (б) скоростей охлаждения $w_{6/5}$ на твердость металла ЗТВ теплоустойчивых сталей различного легирования (темные точки — результаты ИЭС)

и практических измерений, хотя в отдельных случаях и есть заметные расхождения. Кроме того, в данной работе преследуется цель не определения с максимальной точностью значений M_s только путем расчетов, а с помощью набора экспериментальных и расчетных данных проследить тенденции изменения температур начала фазового превращения в сталях с различным легированием и связи между значениями M_s и твердостью закаленного металла.

В целом расчетные значения и экспериментальные результаты отражают общую закономерность в снижении точки мартенситного превращения с увеличением степени легирования хромистых сталей. Существенное изменение в значениях M_s происходит при увеличении содержания хрома от 2,5...3 до 12 %. Имеется также заметная разница в температурах мартенситного превращения у сталей с 9 и 12 % Cr. При этом температуры M_s у сталей с 9 % Cr находятся приблизительно посередине между температурами M_s сталей с 2,5 и 12 % Cr. Такое различие в температурах начала мартенситного превращения коррелирует с результирующей твердостью закаленной структуры.

Наблюдается четкое различие в уровнях твердости металла после распада аустенита, соответ-



твующее степени его легирования хромом (рис. 3). Условно стали по уровню твердости можно разбить на три категории: ~ HV 550 (стали с 12 % Cr); ~ HV 450 (9 % Cr); ~ HV 350 (2...3 % Cr). Чем выше точка мартенситного превращения, тем больше длительность пребывания при повышенных температурах металла с закаленной структурой, что создает условия для достижения большей степени самоотпуска мартенсита. Результирующая твердость в большей мере отпущенного при охлаждении мартенсита становится ниже, что должно благоприятно сказываться на стойкости против образования холодных трещин.

В сталях с чисто мартенситным превращением (9...12 % Cr) при изменении скорости охлаждения твердость изменяется мало и остается высокой. Только в диапазоне очень малых скоростей охлаждения ($w_{6/5} < 0,5...0,2$ °C/c), когда достигаются условия для частичного распада аустенита по равновесному (диффузионному) механизму, наблюдается более резкое уменьшение твердости (рис. 3, б). Однако такие малые скорости при сварке плавлением не достигаются. В реальных условиях некоторое снижение твердости металла ЗТВ может наблюдаться в результате развития самоотпуска мартенсита после принятия специальных мер по замедлению охлаждения сварных соединений.

В сталях с малой степенью легирования (2,25 % Cr) аустенит не обладает такой стабильностью при переохлаждении, как в высокохромистых. В результате распада при самой высокой (из рассматриваемых здесь материалов) температуре (примерно 460 °C) интенсивная диффузия углерода затрудняет образование чистого мартенсита и большее развитие приобретает бейнитное превращение. Последующий самоотпуск структуры закали обеспечивает получение металла с результирующей низкой твердостью. При $w_{6/5} < 16$ °C/c твердость снижается более резко вследствие перехода от преимущественно мартенситного к бейнитному превращению.

Таким образом, полученные результаты показывают, что металл сварных соединений сталей с 9...12 % хрома при любых скоростях охлаждения в процессе сварки будет претерпевать закалку с образованием мартенсита. Твердость такого металла будет тем выше, чем больше легирующих

элементов содержит сталь, поскольку с увеличением степени легирования температура начала мартенситного превращения снижается и при дальнейшем охлаждении процесс самоотпуска мартенсита сдерживается. При сварке с замедлением охлаждения возможно обеспечение некоторого снижения твердости металла ЗТВ и швов при развитии процесса самоотпуска. Однако в условиях обычных тепловых режимов сварки существенного снижения твердости не происходит. Поэтому для обеспечения стойкости против образования холодных трещин в сварных соединениях требуется дополнительно ограничивать действие других вредных факторов — снижать уровень водорода, исключать появление концентраторов напряжений.

1. Петров Г. Л., Тумарев А. С. Теория сварочных процессов. — М.: Высш. шк., 1977. — 392 с.
2. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
3. Current state of development of advanced pipe and tube materials in Germany and Europe for power plant components / W. Bendick, K. Haarmann, M. Rigg, M. Zschau // VGB Conf. (Cottbus, 8–9 Oct., 1996). — Lectures. — Mannesmann Rohr, 1996. — 25 p.
4. Zschau M., Niederhoff K. Construction of piping systems in the new steel P91 including hot induction bends // VGB Kraftwerkstechnik. — 1994. — 74, № 2. — P. 142–149.
5. Lundin C. D., Khan K. K. Fundamental studies of the metallurgical causes and mitigation of reheat cracking in 11/4 Cr–1/2 Mo и 21/4 Cr–1 Mo steels // WRC Bulletin. — 1996. — № 409. — P. 117.
6. Назначение и свойства новой теплоустойчивой стали с 9 % хрома / В. Ю. Скульский, А. К. Царюк, Ю. Н. Вахнин, В. Г. Васильев // Сб. тр. Междунар. конф. «Современные проблемы сварки и ресурса конструкций», Киев, 24–27 нояб. 2003. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2003. — С. 73–74.
7. Zeman M., Brozda J., Pasternak J. Ocena spawalnosci stali HCM12A przeznaczonej na elementy kotlow energetycznych pracujace przy parametrach nadkrytycznych // Przegląd Spawalnictwa. — 1999. — LXXI, № 6. — S. 1–7.
8. Gnirb G. Present situation of the use of P91 (X10CrMoVNb91) in German power stations. — [1994]. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XI-617/94).
9. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — М.: Металлургия, 1984. — 216 с.
10. Грабин В. Ф. Металловедение сварки плавлением. — Киев: Наук. думка, 1982. — 416 с.
11. Microstructure-property relationships in HAZ of new 13% Cr martensitic stainless steels / O. M. Akselsen, G. Rorvik, P. E. Kvaale et al. // Welding J. — 2004. — 83, № 5. — P. 160–167.

An interrelation is considered between the degree of alloying of heat-resistant chromium steels (with 2.25...13 % Cr), martensite transformation temperature, M_s , and the resultant hardness of the hardened metal of welded joints. It is shown that the level of hardness depends on temperature, M_s , and is associated with the duration of the period of martensite self-tempering at the stage of metal cooling from the transformation temperature.

Поступила в редакцию 26.06.2005