

НОВЫЕ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРНЫХ УЗЛОВ ТЕПЛОВЫХ ЭНЕРГОБЛОКОВ (Обзор)

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, А. К. ЦАРЮК, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассматриваются новые марки теплоустойчивых конструкционных сталей с повышенным содержанием (9...12 %) хрома для работы изделий при сверхкритических ($T > 560 \dots 600$ °С) и ультрасверхкритических ($T \sim 620 \dots 630$ °С) параметрах пара. Анализируется влияние легирования на фазовый состав, коррозионную стойкость, процессы при старении, длительную прочность и свариваемость сталей.

Ключевые слова: теплоустойчивые стали, комплексное легирование, сверхкритические параметры, коррозионная стойкость, структура, старение, дисперсные фазы, длительная прочность, свариваемость

В мировой практике в течение длительного времени для изготовления высокотемпературных узлов энергетических котлоагрегатов применяли хромо-молибденовые и хромомолибденованадиевые теплоустойчивые стали типа 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 2,25Cr1Mo (P22), X20CrMoV121, обеспечивающие получение пара с температурой $T \leq 540 \dots 560$ °С и давлением $P \leq 25 \dots 28$ МПа. Из-за недостаточного уровня длительной прочности таких сталей дальнейшее повышение параметров пара сверх указанных (критических) является недопустимым. Прогресс в области создания новых энергоблоков, работающих на паре со сверхкритическими параметрами (температура до 600 °С и давление до 31 МПа), стал возможным после появления новой комплексно-легированной стали P91 (X10CrMoVNb 91), разработанной на базе стали P9 (9Cr-1Mo). Сталь P91 стала первым материалом нового поколения в группе сталей с 9...12 % Cr.

Цель настоящей работы — обобщение сведений о прогрессивных теплоустойчивых сталях за последние два десятилетия.

Химический состав рассматриваемых материалов, в том числе стали P91 и ее прототипа — стали P9, приведен в таблице. Основными элементами, влияющими на характер фазовых превращений в этих сталях, являются хром, молибден и никель. Сталь исходного состава P9 закаливается с образованием мартенсита и может содержать до 2 % доэвтектоидного феррита между зернами первичного аустенита [6], который отрицательно сказывается на работоспособности в условиях ползучести. При расплавлении и кристаллизации этой стали при сварке возможно образование прослоек остаточного δ -феррита также вдоль аустенитной фазы [7].

Дополнительное введение никеля в сталь P91, с одной стороны, способствует более полному высокотемпературному $\delta \rightarrow \gamma$ -превращению, с другой — сдерживанию равновесного распада аустенита. В результате превращение аустенита в стали P91 заканчивается формированием полностью мартен-

ситной структуры при охлаждении на спокойном воздухе, т. е. при нормализации [8]. Однако в условиях замедленного естественного охлаждения массивных изделий, когда длительность пребывания металла в температурном интервале 800...500 °С превышает 30000...40000 с (~8...11 ч), что соответствует толщине трубной стали более 80 мм, возможен частичный равновесный распад аустенита с образованием феррита и карбидов [8]. В этих случаях для исключения выпадения ферритной фазы требуется создание больших скоростей охлаждения.

Для стали P91 рекомендуется следующий режим термической обработки: закалка (нормализация) при 1040...1080 °С и отпуск при 730...780 °С. При этих условиях гарантируются такие механические свойства (согласно немецкому стандарту TRD, материал 1.4903, издание 1996 г.): $\sigma_B = 620 \dots 850$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 450$ МПа, $\delta \geq 19$ (вдоль проката), $\delta \geq 17$ % (поперек проката), $KCV \geq 85$ (вдоль проката), $KCV \geq 51,2$ Дж/см² (поперек проката). Благодаря такому сочетанию прочности и пластичности сталь обладает достаточной технологичностью при операциях механической обработки, может подвергаться пластической деформации в холодном и горячем ($T = 750 \dots 1100$ °С) состояниях. После высокотемпературной обработки давлением требуется повторное проведение нормализации и отпуска, поскольку в упрочненном закалкой металле с микротвердостью HV 4000...4500 МПа возможно развитие коррозионного растрескивания под напряжением. Наклеп после холодной деформации снимается дополнительным отпуском.

В отличие от ранее применявшейся мартенситной стали X20, в стали P91 мартенситное превращение происходит при температуре приблизительно на 100 °С выше ($M_s \approx 400$ °С) [8]. Кроме того, сталь P91 имеет меньшее содержание углерода. Оба указанных фактора способствуют снижению степени упрочнения стали P91 при закалке, что обеспечивает ее большую стойкость против образования холодных трещин при сварке. В свою очередь, повышенная склонность к образованию холодных трещин стали X20 с 12 % Cr обуславливает ухудшение ее свариваемости [8, 9].



Химический состав некоторых наиболее распространенных и новых сложнелегированных теплоустойчивых сталей [1–5]

| Марка стали | Массовая доля элементов, % | | | | | | |
|--------------------------------|----------------------------|-------------|-------------|--------|--------|-------------|-------------|
| | C | Si | Mn | S | P | Cr | Ni |
| 10CrMo910 (T22/P22) | 0,05...0,15 | <0,5 | 0,30...0,60 | <0,025 | <0,025 | 1,9...2,6 | — |
| X20CrMoV121 (X20) | 0,17...0,23 | <0,5 | <0,1 | <0,03 | <0,03 | 10,0...12,5 | — |
| T9/P9 | <0,15 | <0,1 | 0,30...0,66 | <0,03 | <0,03 | 8,0...10,0 | — |
| X10CrMoVNB910 (T91/P91) | 0,08...0,12 | 0,20...0,50 | 0,30...0,60 | <0,010 | <0,020 | 8,0...9,5 | <0,4 |
| X11CrMoWVNB911 (E911) | 0,09...0,13 | 0,10...0,50 | 0,30...0,60 | <0,010 | <0,020 | 8,5...9,5 | 0,10...0,40 |
| X10CrWMoVNB92 (NF616; T92/P92) | 0,07...0,13 | <0,5 | 0,30...0,60 | <0,010 | <0,020 | 8,5...9,5 | <0,4 |
| HCM12 | <0,14 | <0,5 | 0,30...0,70 | <0,03 | <0,03 | 11,0...13,0 | — |
| HCM12A (T122/P122) | 0,07...0,14 | <0,5 | <0,7 | <0,010 | <0,020 | 10,0...12,5 | <0,5 |
| 7CrMoVTiB10-10 | 0,05...0,10 | 0,15...0,45 | 0,30...0,70 | <0,010 | <0,020 | 2,20...2,60 | — |
| HCM2S (T23) | 0,04...0,10 | <0,5 | 0,10...0,60 | <0,010 | <0,020 | 1,90...2,60 | — |

Продолжение таблицы

| Марка стали | Массовая доля элементов, % | | | | | |
|--------------------------------|----------------------------|-------------|-------------|-------------|-------------|---------------------------------------|
| | Mo | V | Nb | W | N | Другие элементы |
| 10CrMo910 (T22/P22) | 0,87...1,13 | — | — | — | — | — |
| X20CrMoV121 (X20) | 0,80...1,20 | 0,25...0,35 | — | — | — | — |
| T9/P9 | 0,9...1,10 | — | — | — | — | — |
| X10CrMoVNB910 (T91/P91) | 0,85...1,05 | 0,18...0,25 | 0,06...0,10 | — | 0,03...0,07 | <0,04 Al |
| X11CrMoWVNB911 (E911) | 0,90...1,10 | 0,18...0,25 | 0,06...0,10 | 0,90...1,10 | 0,05...0,09 | — |
| X10CrWMoVNB92 (NF616; T92/P92) | 0,3...0,6 | 0,15...0,25 | 0,04...0,09 | 1,50...2,00 | 0,03...0,07 | <0,04 Al 0,001...0,006 B |
| HCM12 | 0,80...1,20 | 0,20...0,30 | <0,2 | 0,8...1,2 | — | — |
| HCM12A (T122/P122) | 0,25...0,60 | 0,15...0,30 | 0,04...0,10 | 1,5...2,50 | 0,09...0,10 | <0,04 Al <0,0050 B 0,3...1,7 Cu |
| 7CrMoVTiB10-10 | 0,90...1,10 | 0,20...0,30 | — | — | <0,012 | 0,05...0,10 Ti 0,0015...0,0070 B |
| HCM2S (T23) | 0,05...0,30 | 0,20...0,30 | 0,02...0,08 | 1,45...1,75 | <0,03 | <0,04 Al 0,0005...0,006 B |

Одним из факторов, влияющих на развитие повреждаемости высокотемпературных компонентов котлоагрегатов (коллекторов, пароперегревателей, экранных труб) и трубопроводов в процессе работы, является коррозионный износ их внутренних поверхностей под воздействием пара и воды [10–12]. Процесс коррозии металла (без учета особенностей влияния отложения из воды солей и различных сложных соединений и изменений характера кипения воды [12]) включает несколько стадий — образование оксидного слоя (окалина, состоящая из нескольких слоев), разрушение окалины, ее отслоение, последующую коррозию свежей поверхности металла [11]. Твердые частицы окалины и отложений, находящиеся в циркулирующей воде и увлекаемые паровой фазой, вызывают развитие эрозионного износа трубных систем и рабочих поверхностей турбин [10, 11, 13]. Кроме того, шероховатости на поверхности металла в нагруженных узлах являются концентраторами напряжений и приводят к снижению предела усталости [14] (в данном случае — термической усталости в условиях теплосмен) и особому виду усталостного (коррозионно-усталостного) пов-

реждения. В свою очередь, прочность поверхностного окисленного слоя, влияющая на долговечность работы оборудования, зависит от легирования стали и прежде всего — содержания в ней хрома и легирующих добавок [10, 11]. В работе [11] проводится сравнительная оценка коррозионной стойкости сталей типа P91, P91+W, X20 и P22. Как видно из результатов, приведенных на рис. 1, с увеличением длительности испытания интенсивность коррозионного процесса во всех случаях снижается, что, по-видимому, связано со снижением скорости массопереноса окислительного компонента к поверхности металла через барьерный окисленный слой. В рассматриваемых условиях коррозионная стойкость стали с 12 % Cr несколько выше, чем стали с 9 % Cr. Показано, что в этих сталях коррозионный слой вблизи поверхности металла состоит из железохромистых оксидов, наружный — из оксидов железа и магнетита (Fe_3O_4). Вблизи границы с окалиной металл обедняется хромом и коррозии подвергаются обедненные хромом участки. В стали P91 коррозионный процесс распространяется равномерно, поверхность раздела между металлом и окалиной остается

относительно гладкой. С повышением температуры глубина коррозионного поражения металла увеличивается. В стали X20 в процессе коррозии образуются локальные углубления на поверхности, размеры которых увеличиваются с ростом температуры. Такая повышенная шероховатость, увеличивая площади контакта, способствует большему сцеплению окалины с металлом. Кроме того, окисленный слой в стали X20 содержит больше хрома и обладает большей прочностью, с ростом температуры переход хрома в этот слой возрастает. Этим объясняется уменьшение массовых потерь с повышением температуры в стали X20 и увеличение этих потерь в стали типа P91 (рис. 1, б). Несмотря на рассмотренные различия, скорости коррозии сталей с содержанием хрома 12 и 9 мас. % считаются близкими и приемлемыми для условий их эксплуатации. Для сталей типа P91 и P91+W рассчитанное методом экстраполяции уменьшение толщины металла за время 10^5 ч при $600\text{ }^\circ\text{C}$ только в результате коррозии составляет $0,2...0,3$ мм, что должно учитываться при проектировании котельного оборудования [11].

Стойкость модифицированных сталей с 9 % Cr типа P91 против развития высокотемпературной ползучести достигается за счет легирования хромом и молибденом, упрочнения твердого раствора дисперсными фазами и создания высокой плотности дислокаций в результате мартенситного превращения [8, 15, 16]. В данном случае микродисперсное упрочнение при комплексном микролегировании обеспечивается образованием мелкодисперсных нитридов, выделением при отпуске по границам зерен и между мартенситными рейками грубых карбидов $M_{23}C_6$, внутризеренных (в местах с повышенной физической дефектностью) мелких карбонитридов V/Nb типа MX. Именно микродисперсное упрочнение (образование тонких частиц типа MX и стабилизация границ зерен карбидами $M_{23}C_6$) является решающим фактором повышения длительной прочности стали с базовым составом 9Cr-1Mo [8].

Основными фазами, влияющими на процесс ползучести в условиях старения при длительной эксплуатации, являются выделения нитридов VN и фаз Лавеса [16]. Мелкие нитридные частицы эффективно упрочняют металл и характеризуются слабой склонностью к коагуляции. Фазы Лавеса оказывают двойственное влияние: на ранней стадии эксплуатации их образование способствует упрочнению твердого раствора, при более длительном цикле старения фазы Лавеса, связывая легирующие элементы (молибден, вольфрам), разупрочняют кристаллическую решетку и, кроме того, склонны к быстрой коагуляции. Поэтому положительное влияние фаз Лавеса проявляется только при достаточно коротких рабочих периодах. Рассмотренный характер изменения дисперсных выделений при длительном старении стали типа P91 послужил основанием для переоценки и снижения предварительно прогнозируемого уровня ее длительной прочности при $600\text{ }^\circ\text{C}$ за 10^5 ч со 100 до 90 МПа [8].

С целью дальнейшего повышения длительной прочности в новое поколение высокохромистых

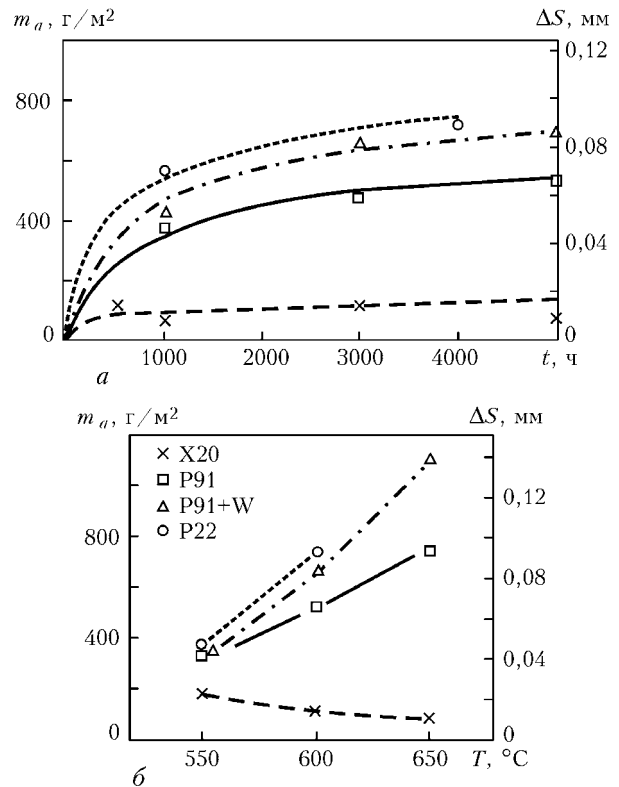


Рис. 1. Влияние длительности испытания t теплоустойчивых сталей в парофазовой среде на характер изменения массовых потерь m_a и уменьшения толщины металла ΔS при температуре $600\text{ }^\circ\text{C}$ [11] (а) и температуры T на изменение тех же характеристик коррозии за цикл испытания $t = 4000$ ч (б) [11]

сталей был дополнительно введен вольфрам [1, 3, 4, 16–18]. Положительная роль вольфрама (как и молибдена) связана с упрочнением кристаллической решетки, повышением температуры рекристаллизации и сдерживанием диффузионных процессов, что, в свою очередь, повышает стабильность твердого раствора при повышенных температурах [1, 19]. В работе [3] отмечается, что вольфрам также способствует уменьшению скорости коагуляции карбидов $M_{23}C_6$. Обычное содержание вольфрама $0,8...2,6$ мас. % [1].

Среди приведенных в таблице новых вольфрам-содержащих материалов наиболее близкой по легированию к стали P91 является сталь E911, разработанная в Европе в рамках выполнения общеевропейской программы COST 501 [3, 4]. В настоящее время трубы из этой стали выпускаются несколькими европейскими производителями — концерном «Mannesmann» (Германия), «Vallourec» (Франция), а также фирмой «Dalmine» (Италия) из слитков, поставляемых «United Engineering Steel» (Великобритания) [1, 4, 18]. Как и сталь P91, сталь E911 относится к материалам мартенситного класса, имеет такие же характеристики термокинетического превращения аустенита и аналогичные выделения упрочняющих фаз при отпуске — межзеренные карбиды $M_{23}C_6$, внутризеренные (образующиеся преимущественно на дислокациях внутри субзерен) мелкие карбиды и нитриды ванадия и ниобия типа MX [3, 18]. Область применения этой стали — изготовление свар-



T, °C

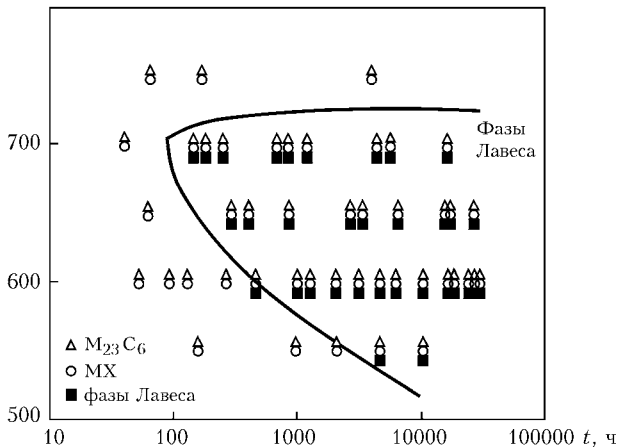


Рис. 2. Влияние условий старения на типы выделяющихся фаз стали NF616 (по опубликованным в [14] данным Mimura H., Ohgami M., Naoi H., Fujita T. Conf. «Materials for advanced power engineering 1994», 3–6 Oct., 1994 / D. Coutouradies et al. (eds). — Pt 1. Dordrecht: Kluwer Acad. publ., 1994. — P. 361–372

ных трубных систем сверхкритического пара, фитингов, коллекторов [4].

Металлургической промышленностью Японии освоено производство сталей NF616 (P92), HCM12, HCM12A (T122/P122) [1, 3, 4, 16, 17, 20]. Сталь NF616 выпускается фирмой «Nippon Steel», стали HCM12 и HCM12A «Sumitomo Metal Industries, Ltd.» и «Mitsubishi Heavy Industries» [1, 17, 20].

По структурному признаку сталь NF616 (P92) относится к группе мартенситных материалов с 9 % Cr и отличается от стали E911 меньшим средним содержанием молибдена (NF616 ~0,7 мас. %, E911 ~1 мас. %) и большим содержанием вольфрама (NF616 ~1,7 мас. %, E911 ~1 мас. %), а также дополнительным микролегированием бором. Как и сталь P91, сталь NF616 закаливается с образованием мартенсита в широком диапазоне скоростей охлаждения, точка мартенситного превращения этой стали $M_s = 410$ °C [17].

Сталь HCM12A является модификацией стали HCM12. Благодаря большому содержанию хрома (до 11...12 мас. %) эти стали имеют двухфазную структуру, состоящую из мартенсита и остаточного δ -феррита [1, 20]. Согласно данным работы [1], в стали HCM12 при номинальном составе 0,1C–12Cr–1Mo–1W–VNb возможно присутствие до 30 об. % δ -феррита. В свою очередь, в стали HCM12A с несколько измененным соотношением ферритизаторов и аустенитизаторов (0,1C–11Cr–2W–0,4Mo–1Cu–NiVNb) образуется до 5 об. % δ -феррита [1, 5]. Благодаря усовершенствованному легированию сталь HCM12A обладает большим уровнем длительной прочности, чем сталь HCM12. Согласно стандарту ASME, уровень допустимых напряжений для стали HCM12A при 550, 600 и 650 °C выше соответственно на 11, 20 и 23 %, чем для стали HCM12 [1]. Превращение аустенита в стали HCM12A происходит без образования равновесных структур, температуры интервала мартенситного превращения составляют: начало превращения $M_s = 350$ °C, окончание — $M_f = 170$ °C [1].

Особенностью легированных вольфрамом высокохромистых теплоустойчивых сталей является определяющее влияние фаз Лавеса $(Fe, Cr)_2(Mo, W)$ на степень снижения их длительной прочности при старении [4, 16, 18]. В данном случае вольфрам способствует, с одной стороны, более быстрому выделению этих фаз и некоторому дополнительному мелкодисперсному упрочнению, с другой — более быстрой их коагуляции, чем это имеет место в стали типа P91. При таком характере старения за быстрым кратковременным упрочнением следует быстрое снижение длительной прочности [16]. На примере стали NF616 показано (рис. 2), что выделение фаз Лавеса при температуре 600 °C происходит спустя 500 ч, при 650 °C — через 200 ч [4]. За цикл 10^5 ч при 600 °C около 70 % вольфрама переходит из твердого раствора в фазы Лавеса. При длительном старении выделение фаз Лавеса приводит к охрупчиванию, вследствие чего в стали E911 содержание вольфрама ограничивается 1 мас. %; в то же время японские стали содержат до 2 мас. % вольфрама [3].

Австрийскими исследователями при изучении выделений в процессе испытаний на ползучесть сварных соединений стали G-X12, подобной E911, показано, что в таких материалах по истечении 12000 ч старения при температурах 600...650 °C наряду с фазами Лавеса возможно образование новой модифицированной Z-фазы [21]. Последняя характеризуется высоким содержанием хрома, ванадия и азота. Ее выделение сопровождается уменьшением количества карбидов. При более длительном цикле испытаний происходило укрупнение и коагуляция фаз Лавеса и Z-фазы, карбиды хрома и ванадия типов $M_{23}C_6$ и MX при этом не укрупнялись. Полученные данные позволили предположить, что снижение длительной прочности в легированных вольфрамом сталях при старении более 10^4 ч связано как с образованием фаз Лавеса, так и Z-фазы.

С учетом указанных особенностей длительного старения новых теплоустойчивых сталей и подбора значений критерия Ларсона–Миллера на основании оценки напряжения при разрушении за 3000 ч длительная прочность за цикл 10^5 ч при 600 °C предварительно оценивается следующим образом: сталь E911 — 118, NF616 — 119, HCM12A — 109 МПа [4]. В литературе отмечается, что японскими исследователями для тех же условий были получены более высокие значения длительной прочности для сталей собственного производства (NF616 — 132, HCM 12A — 127 МПа) [4, 16]. Такое преувеличение возможных реальных значений связывают с недостаточно корректной оценкой критерия Ларсона–Миллера и характеристик разрушения за короткий цикл испытаний (например, менее, чем за 100 ч при 700...750 °C), при котором на прочностных свойствах образцов практически не сказались изменения в структуре и легировании твердого раствора, вызываемые образованием фаз Лавеса [4].

Новые вольфрамсодержащие стали E911, NF616, HCM12A имеют больший уровень длитель-

ной прочности, чем сталь P91. При их применении становится возможным повышение рабочей температуры пара до 620... 630 °С и создание новых энергетических котельных установок с ультравысокими параметрами (USC-параметрами) пара [4, 5].

В современном котельном оборудовании наиболее уязвимыми (критичными) являются: толстостенные компоненты трубопровода основного пара (трубы, фитинги, коллекторы), перегреватели пара; газоплотные панели [4, 5]. Одной из задач, решаемых программой COST 501, был выбор материалов для изготовления указанных узлов с учетом соответствующих условий их работы. Так, основными материалами для изготовления трубопроводов пара с USC-параметрами и их элементов являются стали E911, NF616 [4, 5]. Для пароперегревателей, температура металла которых превышает температуру труб основного пара примерно на 30 °С, предусматривается применение аустенитных хромоникельмолибденовых материалов типа X3CrNiMoN17-13 [4, 5], а также стали HCM12A [1].

Создание материала для газоплотных панелей котлоагрегатов нового поколения представляло особую проблему [3, 4]. Газоплотные панели работают при меньшей температуре, чем трубопроводы основного пара, и следовательно, материал для них может иметь более низкие прочностные характеристики. Однако чтобы обеспечить возможность повышения рабочих параметров пара, должны быть соответственно повышены температура и давление пароводяной смеси в мембранных трубах. Материал для этих условий должен обладать несколько большей длительной прочностью, чем ранее используемые стали, например бейнитная сталь 10CrMo910 [3]. Предполагается, что в новых котельных агрегатах уровень рабочих температур в мембранных секциях будет составлять 500... 550 °С [3, 4].

Основной проблемой при изготовлении газоплотных панелей является отсутствие возможности проведения послесварочной термической обработки (отпуска) сварных соединений труба-мембрана [3, 4]. Для обеспечения удовлетворительной вязкости, исключения развития коррозионного растрескивания под напряжением материал для газоплотных панелей должен иметь умеренную склонность к закалке и образованию мартенсита при сварке. Приемлемой можно считать микротвердость металла в ЗТВ в состоянии после сварки $HV \sim 3500$ МПа [3]. Микротвердость металла ЗТВ чисто мартенситных материалов с 9... 12 % Cr в зависимости от количества углерода, составляет $HV 4500... 6500$ МПа, что исключало их использование в указанных условиях. Для газоплотных панелей фирмой «Mannesmann» на базе бейнитной стали 10CrMo910 (P22) с 2,25 % Cr разработана новая сталь 7CrMoVTiB10-10, которая отличается от исходной пониженным уровнем углерода для уменьшения степени упрочнения при сварке и наличием легирующих микродобавок для обеспечения требуемого уровня длительной прочности [3, 4]. Аналогичная сталь HCM2S, дополнительно легиру-

ванная вольфрамом, разработана в Японии. По уровню длительной прочности эти материалы находятся между сталями X20 и P91. Так, для 600 °С за 10^5 ч длительная прочность этих сталей составляет: 7CrMoVTiB10-10 — 64, HCM2S — 84 МПа [4]. Судя по характеру термокинетического превращения аустенита в стали 7CrMoVTiB10-10, в зависимости от теплового режима сварки и толщины свариваемой стали структура в металле ЗТВ будет состоять из бейнита с различным количеством мартенсита (~70... 40 %), чему соответствует изменение микротвердости $HV 3500... 3200$ МПа. При быстром охлаждении тонкого металла возможно образование чисто мартенситной структуры также с невысокой микротвердостью, равной $\sim HV 3600$ МПа. Такая реакция на термический цикл подтверждает возможность выполнения сварки разработанных микролегированных сталей с 2,25 % Cr без последующего отпуска.

Как следует из представленных данных, все новые сложнолегированные высокохромистые стали характеризуются высокой стабильностью аустенита и легкой закаливаемостью с образованием мартенсита, что обуславливает их склонность к образованию холодных трещин. Фактором, способствующим улучшению свариваемости, является ограничение содержания углерода, при этом компенсация потери прочности достигается путем дополнительного введения легирующих компонентов и термической обработки. Вместе с тем повышение степени легирования также ведет к усилению склонности к трещинообразованию. Так, отмечается, что стали с 12 % Cr типа X20CrMoV121 обладают несколько худшей свариваемостью, чем стали с 9 % Cr [8, 21]. На практике это проявляется в том, что в отличие от стали X20 при сварке сталей с 9 % Cr возможны продолжительные перерывы с прекращением выполнения сопутствующего подогрева, а после сварки перед проведением отпуска допускается их охлаждение до комнатной температуры. В свою очередь, ограничение содержания вольфрама в стали E911 обеспечивает ее преимущество по свариваемости по сравнению со сталью NF616 с большим содержанием вольфрама [3]. Стали P91 и E911 по свариваемости равноценны, о чем косвенно свидетельствует характер изменения твердости в сварных соединениях (рис. 3) [21].

К настоящему времени для изготовления промышленного оборудования из новых высокохромистых теплоустойчивых сталей и их разнородных соединений разработаны технологические процессы ручной дуговой сварки покрытыми электродами, механизированной сварки под флюсом, неплавящимся электродом в защитном газе [8, 15, 21, 22–24]. Для сварки однородных соединений применяются сварочные материалы, обеспечивающие идентичную систему легирования и близкий химический состав металла шва и свариваемой стали [5, 8]. Во избежание образования холодных трещин, снижения уровня внутренних напряжений и придания требуемой структуры и вязкости сварным соединениям сварка новых теплоустойчивых сталей с 9 % Cr производится с обязательным предваритель-

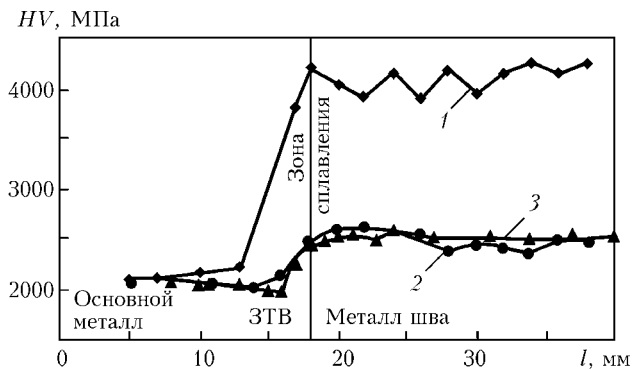


Рис. 3. Распределение значений микротвердости HV в поперечном сечении сварных соединений сталей P91 и E911 [21]: 1 — P91, состояние после сварки; 2 — то же состояние после отпуска (750°C , 2 ч); 3 — E911, состояние после отпуска (760°C , 2 ч)

ным и сопутствующим подогревом в интервале $200\text{--}300^\circ\text{C}$ и последующим высоким отпуском при $730\text{--}780^\circ\text{C}$ [3, 10, 25, 26].

В заключение необходимо отметить, что с применением новых теплоустойчивых сталей становится возможным выведение создаваемого теплоэнергетического оборудования и технологии производства электрической энергии на новый качественный уровень. Вместе с тем, в Европе, США, Японии продолжаются исследования в направлении дальнейшего повышения эффективности термодинамических процессов и модернизации оборудования энергоблоков ТЭС и ТЭЦ на основе использования новых конструкционных материалов. Так, программой «Терми», выполняемой странами Евросоюза, предусматривается создание энергоблока с параметрами пара $T = 700\text{--}750^\circ\text{C}$, $P = 37,5$ МПа и расчетным КПД $52\text{--}55\%$.

1. Zeman M., Brozda J., Pasternak J. Ocena spawalnosci stali HCM12A przeznaczonej na elementy kotlow energetycznych pracujace przy parametrach nadkrytycznych // Przegląd Spawalnictwa. — 1999. — XXI, Nr. 6. — S. 1–7.
2. Haarmann K. New material grades for tubing and piping as replacement of T22 and P22 // Power-Gen'95 — Asia: Mannesmann Workshop (29 Sept., 1995, Singapore). — Mannesmann Rohr, 1995. — 13 p.
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 et al. // VGB Conf. (8–9 Oct., 1996, Cottbus). Lectures. — Mannesmann Rohr, 1996. — 25 p.
4. Assessment of creep rupture strength of new steels for advanced power plant piping and tubing / W. Bendick, K. Haarmann, M. Rigg et al. // 9 Intern. Symp. «Creep Resistant Metallic Materials» (Hradec and Moravici, Czech Rep., 23–26 Sept., 1996). Mannesmann, 1996. — 12 p.
5. Хойзер Г. Присадочные материалы для сварки в энергетическом машиностроении // Автомат. сварка. — 1997. — № 9. — С. 40–44, 47.

6. Serrated yielding in 9Cr-1Mo ferritic steel / B. K. Choudhary, K. Bhanu Sankara Rao, S. L. Mannan et al. // Mat. Sci. and Tech. — 1999. — 15, № 7. — P. 791–797.
7. Comparison of creep behaviour of 2,25Cr-1Mo/9Cr-1Mo dissimilar weld joint with its base and weld metals / K. Laha, S. Laha, K. Bhanu et al. // Ibid. — 2001. — 17, № 10. — P. 1265–1272.
8. 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.
9. Schubert J., Ulrichs K., Scholler H. Weldability of heterogeneous joints between the cast steel GX12CrMoWVNb10-11 and low alloyed steels // Schweissen & Schneiden. — 1997. — № 9. — S. 688–690.
10. Irving B. A promising chrome-moly steel returns to american shores // Welding J. — 1991. — 70, № 12. — P. 35–40.
11. Hochtemperaturkorrosionsbeständigkeit des Warmfesten Stahles X10 CrMoVNb 9 1 (P91/T91) im Vergleich zu Höher- und Niedriglegierten Warmfesten Ferritischen Chromstählen in Wasserdampf / K. Haarmann, W. Schwenk, J. Venkateswarlu, M. Zschau // VGB Kraftwerkstechnik. — 1993. — 73, № 9. — S. 837–840.
12. Вайнман А. Б., Мелехов Р. К., Смилян О. Д. Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления. — Киев: Наук. думка, 1990. — 272 с.
13. Эрозия нержавеющей стали и Cr-Mo стали в подвижной жидкостной среде / S. Keiji, K. Ichiro, S. Muneharu et al. // J. Iron and Steel Inst. Jap. — 1988. — 84, № 12. — P. 881–887.
14. Нуриахметов В. Д. Влияние усталости на эксплуатационную надежность труб // Новости черн. металлургии за рубежом. — 2001. № 3. — С. 88–90. — Реф. ст.: Ниномми М. Усталость // Bulletin of the Iron and Steel Inst. Jap. — 2000. — 5, № 20. — P. 16–22.
15. The success of new material // Mannesmann Rohr. Reprint from «Report». — Issue S28, 29. — 5 p.
16. Koukal J., Schwarz D. Welding of steels for power engineering // Zvaranie. — 1998. — № 6. — P. 2–5.
17. Development of 9CrW tube, pipe and forging for ultra supercritical power plant boilers / M. Ohgami, H. Mimura, N. Naoi et al. // Nippon Steel Tech. Rep. — 1997. — № 72, January. — P. 59–64.
18. Владимирова В. Б. Свойства и структура модифицированной стали с 9% хрома // Новости черн. металлургии за рубежом. — 2001. — № 3. — С. 103–105. — Реф. ст.: Gianfrancesco A., Matera S., Tassa O. Properties and microstructure of modified 9% Cr steels // Le Rev. De Metal. — CIT. — 2001. — № 1. — С. 117–123.
19. Лауская К. А. Высокохромистые жаропрочные стали. — М.: Металлургия, 1976. — 216 с.
20. Информационный сайт TWI // power@twi.co.uk.
21. Серьяк Г., Литовски Э. Структура и свойства сварных соединений стали E911 // Автомат. сварка. — 2000. — № 9/10. — С. 117–121.
22. Rosenbrock L. A. Critical overview of the welding of P91 material // Austral. Welding. J. — 2001. — 46, Sec. Quart. — P. 5–8.
23. Землин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей. — М.: Машиностроение, 1966. — 232 с.
24. Готальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техника, 1981. — 184 с.
25. Welding on new types of steel for power plant construction / W. Adam, W. Mischok, G. Wellnitz et al. // Welding and Cutting: Welding conf. in Bremen (28–30 Sept., 1994). — Böhrer Welding, Special Edition, 1994. — 11 p.
26. Bergquist E.-L. Consumables and welding modified 9Cr-1Mo steel // Svetsaren. — 1999. — 54, № 1-2. — P. 22–25.

New grades of heat-resistant structural steels with an increased content of chromium (9..12 %), which are intended for manufacture of parts operating at super-critical ($T > 560\text{--}600^\circ\text{C}$) and ultra-super-critical ($T \sim 620\text{--}630^\circ\text{C}$) parameters of vapour, are considered. The effect of alloying on phase composition, corrosion resistance, ageing processes, long-time strength and weldability of steels is analysed.

Поступила в редакцию 22.07.2003