



ПРОБЛЕМЫ ВЫБОРА СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ КОМПОНЕНТОВ ЭНЕРГОБЛОКОВ ТЭС (ОБЗОР)

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

Рассмотрены особенности технического «перевооружения» энергоблоков тепловых электростанций за последние 20 лет. Прогресс в этой области стал возможным благодаря разработке и применению новых комплексно-легированных теплоустойчивых сталей с повышенным содержанием хрома. Проанализировано влияние легирования на фазовый состав, коррозионную стойкость, процессы при старении, длительную прочность и свариваемость новых высокохромистых теплоустойчивых сталей.

Ключевые слова: тепловая энергетика, КПД, сверхкритические параметры пара, теплоустойчивые стали, легирование, длительная прочность, аустенитные стали, сталь с 9% Cr

В настоящее время тепловыми электростанциями (ТЭС) производится большая доля электроэнергии в общем ее объеме, вырабатываемом всеми типами электрогенерирующих предприятий [1–3]. С целью минимизации ущерба, приносимого окружающей среде работающими ТЭС (а также ТЭЦ), предусматривается их перевод на режимы, обеспечивающие снижение при сжигании топлива выбросов в атмосферу газообразных соединений углерода и азота (CO , CO_2 и NO_x). Кроме того, происходит сокращение использования в качестве топлива природного газа и переход на применение более дешевого и доступного твердого топлива — каменного и бурого угля, мировые запасы которых обеспечат их потребление на срок, в 4 раза превышающий срок потребления нефти и газа [1, 3].

Одним из эффективных направлений в решении экологической проблемы является сокращение количества потребляемого топлива в расчете на единицу произведенной электроэнергии. Для этого создаются специальные технологии подготовки угля и оборудование, обеспечивающие наиболее полное сжигание топливных фракций: топки, работающие на пылеугольном топливе; с кипящим циркулирующим слоем; с кипящим слоем с повышенным давлением; комбинированные установки с газификацией угля, в которых часть угля с помощью пиролиза перерабатывается в горючий газ, насыщенный воздухом или кислородом и сжигаемый в специальной камере, а образующийся при этом кокс и оставшаяся часть угля сжигаются по технологии кипящего слоя с повышенным давлением [1, 3]. В этих условиях стратегия наименьшего ущерба предусматривает повышение температуры в топках и рабочих органах котельных агрегатов, что, кроме снижения эмиссии вредных оксидов, сопровождается также повышением их КПД (рис. 1) [1, 3–15]. Это связано с достижением сверхкритических параметров пара ($T \leq 600...610$ °C, $P \leq 30...31$ МПа) по отношению к предельным параметрам, допускаемым

в ранее используемых установках ($T \leq 560$ °C и $P = 16...25$ МПа). Такой переход позволяет повысить КПД энергоустановок ТЭС от 36...37 % (рассчитанных для условий: $T \sim 535$ °C, $P \leq 2$ МПа) до ~ 45 % [6–8].

Для практической реализации предлагаемых технических решений потребовался новый свариваемый конструкционный материал, способный достаточно эффективно работать в новых условиях эксплуатации. После создания первых теплоустойчивых сталей с системой легирования Fe–Mo (типа 15M, 20M), недостатком которых была склонность к графитизации при температурах выше 480 °C (сегодня такие стали для сварных деталей энергетических установок не применяются), был разработан целый ряд различных марок низко- и среднелегированных сталей на основе систем Fe–Cr, Fe–Cr–Mo с добавками ванадия, ниобия, никеля и других элементов [16–18]. Такое усложнение легирования обуславливает повышение длительной

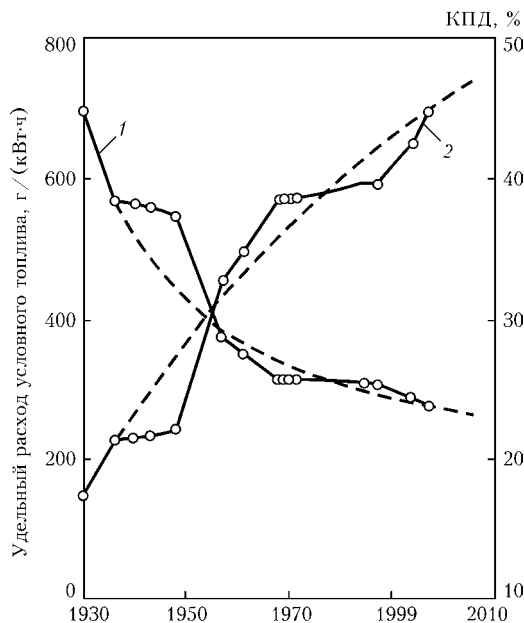


Рис. 1. Динамика роста эффективности и уменьшения потребления угольного топлива на примере электростанций, спроектированных фирмой VKR (Германия) [6, 12]: 1 — потребление топлива; 2 — КПД

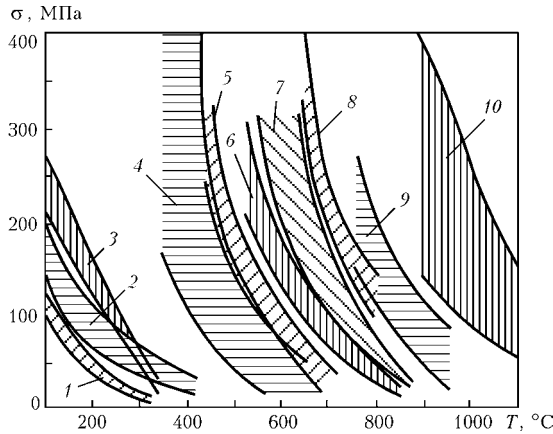


Рис. 2. Связь между температурой и длительной прочностью за 1000 ч для различных металлических материалов [21]: 1-4 — соответственно сплавы магния, алюминия, меди, титана; 5 — перлитные теплоустойчивые стали; 6 — аустенитные хромоникелевые стали; 7 — железохромоникелькобальтовые сплавы; 8 — сплавы на основе никеля; 9 — кобальтовые сплавы; 10 — молибденовые сплавы

прочности сталей и увеличивает верхний температурный предел их эксплуатации. Так, детали из углеродистых сталей типа стали 10, стали 20 могут работать при температуре до 450 °С, из стали 15ХМ — до 530, 20ХМФЛ — до 540 °С [17]. Однако упрочняющие элементы, особенно углерод, ухудшают свариваемость теплоустойчивых сталей, поэтому для сварных конструкций (с целью обеспечения удовлетворительной свариваемости) рекомендуется применять стали с относительно низким содержанием углерода — до 0,2...0,3 % [17].

В таблице представлены марки отечественных и зарубежных теплоустойчивых сталей, получившие наибольшее признание и распространение. Видно, что эти материалы обеспечивают приблизительно одинаковые допустимые режимы эксплуатации высокотемпературных узлов котельных установок, которые и определяют уровень критических параметров пара. Хромомолибденованадиевые перлитные стали типа 15Х1М1Ф, 12Х1МФ широко используются в котельных агрегатах в странах СНГ и имеют зарубежные аналоги типа стали 15128 (CrMoV), 14MoV63 и 15CrMoV510 [9, 19, 20]. Начиная с 1950-х гг. наибольшее распространение в мире получила бейнитная сталь

Наиболее распространенные марки трубных теплоустойчивых сталей и критические условия их эксплуатации [12, 13, 19, 20]

Марка стали	Стандарт на сталь	Страна-изготовитель	Максимальная температура, °С	Максимальное давление пара, МПа
13CrMo44	DIN 17175	Германия	520	—
10CrMo9 10 P22/T22	DIN 17175 ASTM, A-335/A-199 A-213	Германия США	540...545	20...28
12Х1МФ 14MoV63	ТУ 14-3-460-75 DIN 17175	СНГ Германия	545...550	21...25,5
Сталь 15128(CrMoV)	N415128	Чехия/Словакия		
15Х1М1Ф 15CrMoV510	ТУ 14-346-75 VdTÜV-Wb506	СНГ Германия	550	25,5
X20CrMoV121	DIN 17175	»»	550...560	20

2,25Cr-1Mo, вошедшая в международный (EN) и национальные стандарты ряда стран [13] со следующими обозначениями: 10CrMo9 10 (EN, Западная Европа); 622 (BS, Великобритания); TU10CD9-10 (AFNOR, Франция); 12CrMo910 (UNI, Италия); STPA 22 (JIS, Япония); стандарты США и Германии указаны в таблице. В Западной Европе (в первую очередь Германии) с начала 1960-х гг. взамен стали P22 начали применять высоколегированную сталь мартенситного класса из группы материалов с 12 % Cr-X20CrMoV121 (X20). Несмотря на несколько больший уровень длительной прочности стали X20, по сравнению со сталью P22, максимальная температура ее эксплуатации, как и у других марок сталей, ограничивается ~560 °С.

Считается, что функциональные возможности стали с ферритной α-решеткой, упрочненной дополнительным легированием, исчерпываются при $T > 600$ °С (рис. 2). Выше этой температуры более эффективными являются высоколегированные аустенитные стали и сплавы [17, 21]. Однако изготовление узлов теплоэнергетического оборудования из аустенитных сталей сопряжено с рядом проблем, связанных с их физическими свойствами и свариваемостью [11, 17]. В работе [11] анализируется опыт длительного применения аустенитных сталей типов TP304 (06С-18Cr-10Ni), TP316H (06С-16Cr-12Ni-2Mo), TP316LN (03С-16Cr-12Ni-2Mo-N), TP321H (08С-18Cr-10Ni-Ti), TP347 (10С-18Cr-10Ni-Nb), Esshete 1250 (10С-15Cr-10Ni-6Mn-Mo-Nb-V) и др. при $T > 565$ °С в составе конструкций энергетических блоков, созданных в начале 1950-х гг. в Великобритании, Германии, США. Отмечается, что одной из особенностей аустенитных сталей по сравнению со сталями с ферритной решеткой является их более высокая деформационная способность при более низких напряжениях из-за большего количества систем скольжения атомов в γ-решетке (12 направлений скольжения) [11, 22, 23]. Поэтому для обеспечения высокой длительной прочности аустенитных материалов системы Fe-Cr-Ni необходимо легировать их молибденом и вводить эффективные карбидообразующие элементы (ниобий, титан, ванадий), а также азот [11]. Карбидообразователи типа титана и ниобия (чаще используют стали с ниобием) при охлаждении от высоких температур связывают углерод в стойкие карбиды MX и предотвращают образование нежелательных, обогащенных легирующими элементами, межзеренных карбидов $M_{23}C_6$ и M_6C , с которыми связывают возможность развития межкристаллитного разрушения вследствие межкристаллитной коррозии. Логично предположить, что локальное обеднение твердого раствора легирующими элементами при образовании таких карбидов



может способствовать его разупрочнению, увеличению степени локальной деформации под действием напряжений и также возникновению очагов разрушения. Сдерживанию выделения карбидов типа $M_{23}C_6$ способствует снижение содержания углерода и введение азота, который дополнительно упрочняет сталь. Кроме того, в присутствии сильных карбидообразователей типа ванадия в таких сталях при температурах старения дополнительно реализуется механизм дисперсионного упрочнения.

При эксплуатации стабилизированных аустенитных сталей, в которых углерод связан в высокотемпературные карбиды MX , в процессе их старения (при $T \geq 600$ °С) происходит выделение безуглеродистых интерметаллидных фаз Лавеса игольчатой формы, упрочняющих твердый раствор. Более длительное старение может вызвать выделение σ -фазы. Хотя в работе [11] не указано на отрицательные последствия от образования σ -фазы, считается, что такие интерметаллидные соединения способствуют охрупчиванию материала, снижению высокотемпературной пластичности, поэтому их появления следует избегать [17, 21, 24]. С этой целью рекомендуется применять стабильно аустенитные стали без δ -феррита (для температур эксплуатации более 650 °С), либо ограничивать его количество в пределах 2...5 % (для $T < 650$ °С), поскольку именно в высокохромистых молибденсодержащих двухфазных материалах создаются благоприятные условия для выделения σ -фазы из феррита в температурном интервале 650...950 °С [17, 21, 24–26].

Указанные пределы в содержании δ -феррита определены из условия обеспечения удовлетворительной стойкости сварных соединений аустенитных сталей (металла швов и металла околосварной зоны) против образования горячих трещин [17]. В свою очередь, исключение образования δ -феррита обуславливает значительное снижение технологической прочности. Наиболее остро проблема образования горячих трещин — кристаллизационных трещин и трещин повторного нагрева в многопроходных швах и в металле ЗТВ — стоит при сварке стабилизированных ниобием аустенитных сталей и соединений сталей повышенных толщин [11, 17]. Появление горячих трещин при сварке ниобийсодержащих сталей связывают с образованием легкоплавких, обогащенных ниобием и никелем, прослоек [11]. Кроме того, перегрев металла ЗТВ до температур растворения вторичных фаз (до ~1300 °С), в частности карбидов ниобия, и повторное их выделение в более мелкой форме обуславливает упрочнение межзеренных областей, снижение их пластичности и появление трещин при эксплуатации или при термической обработке, выполняемой для снятия внутренних напряжений, особенно в толстостенных узлах.

Дополнительно к числу существенных недостатков материалов с γ -решеткой следует отнести их низкую теплопроводность, высокую теплоемкость, высокое тепловое расширение, непригодность к контролю сварных соединений магнитным методом и ненадежность проведения их контроля

с помощью ультразвука (особенно при повышенных толщинах) [8, 11]. Это делает их менее технологичными и более сложными при изготовлении и эксплуатации высокотемпературных узлов котельных установок по сравнению со сталями с ферритной решеткой. Высокая теплоемкость аустенитных сталей значительно замедляет выход на требуемый режим работы и задерживает процессы теплосмен, высокий коэффициент термического расширения (на 50 % больший, чем у ферритной стали) вызывает появление реактивных напряжений и деформаций как в самих трубных системах и высокотемпературных узлах, так и в соединениях с поддерживающими конструкциями, что может привести к появлению очагов разрушения в отдельных зонах котельного оборудования и в сварных толстостенных секциях [17]. Для погашения продольных тепловых деформаций в трубных системах требуется изготовление компенсационных изгибов (петель), что повышает трудоемкость и стоимость сварных конструкций.

Несмотря на указанные выше проблемы, связанные с использованием аустенитных сталей, их применение оправдано во многих случаях, особенно при $T > 600...650$ °С и наличии фактора агрессивности высокотемпературной среды. Например, аустенитные материалы достаточно эффективны в конструкциях современных парогазовых установок [11]. В этих агрегатах используется как энергия перегретого пара, вращающего паровую турбину, так и энергия газов, образующихся при сжигании газообразных продуктов процесса газификации угля и используемая для вращения газовой турбины, расположенной последовательно с паровой. КПД парогазовой установки достигает 57...58,8 % [1, 11]. При изготовлении таких агрегатов одновременно применяются теплоустойчивые стали и жаропрочные аустенитные материалы. Последние (например, никелевые сплавы типа Alloy 800 (X8NiCrAlTi3120), AC66 (X5NiCrCeNb3227, DIN N1.4877)) используются в конструкциях оборудования для газификации угля и в системах транспортировки газа к газовой турбине [11].

Таким образом, технические, экологические и экономические причины потребовали создания нового материала с α -решеткой, имеющего достаточную технологичность и пригодного для работы при $T \sim 560...600$ °С, т. е. в температурном интервале, ограниченном, с одной стороны, допустимой (критической) температурой эксплуатации существующих теплоустойчивых сталей, с другой — температурами, при которых более рационально применение аустенитных сталей [7, 9].

Исследования по созданию теплоустойчивых сталей с повышенным уровнем длительной прочности проводили в течение нескольких десятилетий в различных странах. Разработки шли в направлении увеличения содержания хрома от ~2 до 9...12 % при легировании молибденом приблизительно до 1...1,25 % и введении добавок никеля, ванадия, титана, ниобия, кобальта, бора как в отдельности, так и в определенных сочетаниях [7, 27]. Однако не все материалы обладали необходимой технологичностью при производстве и

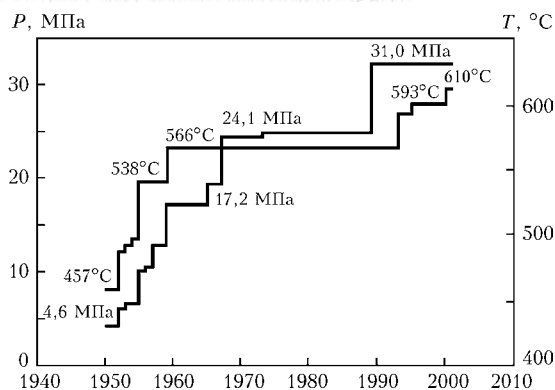


Рис. 3. Характер изменения параметров пара на ТЭС Японии [30]

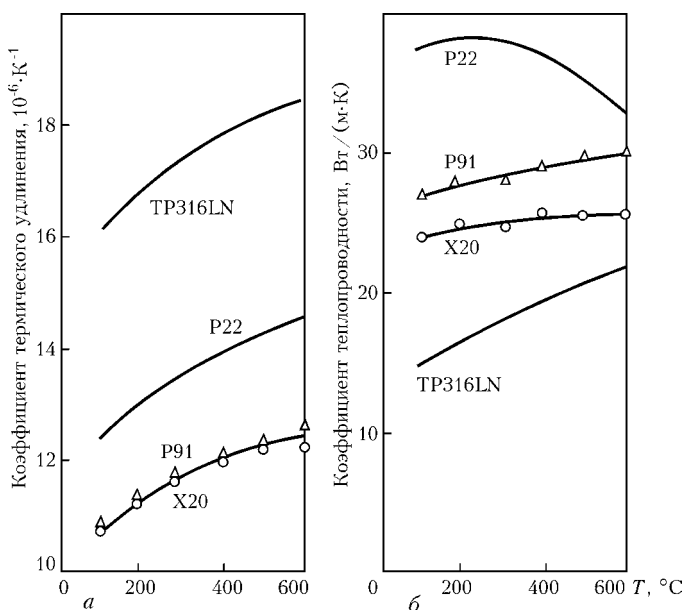


Рис. 4. Сравнение физических свойств сталей P91, X20 (с 12 % Cr), P22 (2,25Cr-1Mo) с ферритной решеткой и аустенитной стали TP316LN [11, 12, 19]

удовлетворительной свариваемостью. В результате достаточно долго (более 30 лет) уровень критических параметров пара в энергоблоках оставался практически неизменным [6, 8, 12].

В середине 1970-х гг. специалистами Национальной исследовательской лаборатории в Ок-Ридже (ORNL) и Ноксвиллского университета штата Теннесси (США) на базе известной с 1936 г. стали 9Cr-1Mo была создана модифицированная сталь типа 9Cr-1Mo-NiVNbN (обозначаемая по стандарту ASTM как T91 (SA-213) и P91 (SA-335)), первоначально предназначавшаяся для изготовления компонентов опытного реактора-размножителя вместо высоколегированной стали типа 316 [6, 27-29]. Предполагавшаяся рабочая температура — до 600 °C. Впоследствии эта сталь была исследована металлургами в Европе и Японии и признана подходящей для работы в энергетических угольных блоках ТЭС со сверхкритическими параметрами пара — при $T = 590...620$ °C [6, 9]. Именно с началом внедрения новой стали типа P91 стал возможным подъем рабочих параметров пара в энергетических блоках ТЭС в разных странах мира (рис. 1, 3) [6, 12, 30].

В настоящее время основными производителями бесшовных труб из стали P91/T91 являются Vallourec&Mannesmann Tubes в Европе и Sumitomo Pipe&Tube Co., Ltd. в Японии [28]. Согласно немецкому стандарту TRD (материал № 1.4903) сталь P91/T91 обозначается как X10CrMoVNb91 [8, 13].

По физическим свойствам, определяющим технологичность при работе в составе узлов теплоэнергетического оборудования, сталь P91 выгодно отличается от аустенитных материалов [11, 12]. Как видно из рис. 4, по сравнению со сталью TP316LN сталь P91 при нагреве до температур рабочего диапазона (550...600 °C) имеет более чем в 4 раза меньший коэффициент термического удлинения и приблизительно в 1,5 раза больший коэффициент теплопроводности. Это означает, что в трубных системах и в толстостенных секциях, изготовленных из стали типа P91, будет возникать гораздо меньше внутренние термические напряжения и деформации. Это особенно важно для условий теплосмен, при которых в сварных узлах возможно развитие повреждений из-за термической усталости [31].

По сравнению с низколегированными сталями перлитного и бейнитного класса сталь P91 имеет более высокую окалиностойкость и большую длительную прочность [27]. Причем по длительной прочности она превосходит также сталь X20CrMoV121 (X20) с 12 % Cr, хотя и имеет близкие с ней теплофизические свойства [12]. На основании экстраполяции результатов длительных испытаний стали P91 при рабочих температурах ее длительная прочность за период 10^5 ч при $T = 600$ °C оценивается равной 90 МПа [6, 27, 32]. Это значение превосходит длительную прочность стали X20 на 53 и стали P22 (2,25Cr-1Mo) на 155 % и приблизительно равна длительной прочности аустенитной нестабилизированной стали типа 06CrNi1811 [6, 11].

Благодаря более высокому уровню длительной прочности применение стали типа P91 вместо ранее используемых низколегированных сталей и стали X20 позволяет уменьшить толщины стенок компонентов котельных установок (рис. 5), чем обеспечивается значительное снижение металлоемкости, массы конструкций и экономия средств при их изготовлении [6, 13, 19, 31]. Так, например, при замене бейнитной стали P22 на сталь P91 при изготовлении тройника, предназначенного для работы при температуре 550 °C и давлении 28 МПа, его масса была уменьшена на 65 %, а в случае такой же замены при изготовлении трубной системы (для таких же параметров пара) для электростанции мощностью 600 МВт расчетная экономия средств составила 34 % [13]. Замена стали X20 на P91 позволила уменьшить массу фитинга на 20 % [12].

Таким образом, с разработкой стали P91 начинается новый этап в создании современного высокоэффективного теплоэнергетического оборудования. Ее физические и функциональные свойства характеризуются достаточно низкими теплоемкостью, коэффициентами теплопроводности и тер-

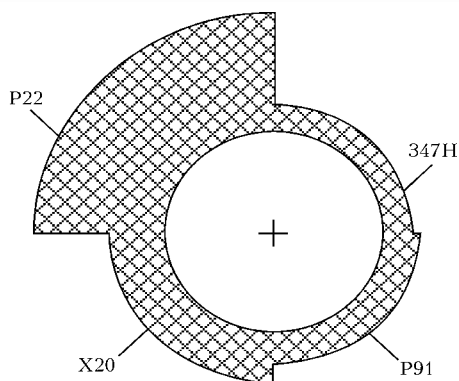


Рис. 5. Толщины стенок паропроводов из различных марок сталей, рассчитанные для пара с параметрами: $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 25\text{ МПа}$ [33]

мического расширения, удовлетворительной (применительно к условиям производства и эксплуатации) длительной прочностью, коррозионной стойкостью, пластичностью, свариваемостью, обрабатываемостью и пригодностью для контроля сварных соединений с помощью наиболее распространенных ультразвукового и магнитно-порошкового методов, а также более низкой по сравнению с высоколегированными материалами стоимостью [12, 14, 31]. Сталь P91, являясь первым материалом нового поколения в группе сталей с 9...12 % Cr, становится достаточно распространенной теплоустойчивой сталью в мировой практике. К настоящему времени на ее основе созданы несколько новых модификаций с большим уровнем длительной прочности (стали типа E911, NF616), о чем будет сказано в следующей публикации.

1. Олховский Г. Технологии для тепловых электростанций // Газотурбинные технологии. — 1999. — № 2. — С. 4-7.
2. Nakicenovic N., Raihi K. An assessment of technological change report across selected energy scenarios // Report of Intern. inst. for applied systems analysis. — 2002. — May.
3. Гастайгер Г., Стамателопулос Г.-Н. Угольные электростанции — современный уровень техники и перспективы развития на будущее // Черн. металлы. — 2002. — № 10. — С. 26-35.
4. Энергетика / И. Т. Швец, В. И. Толубанский, И. Д. Букшпун и др. — Киев: Вища шк., 1971. — 620 с.
5. Эткис П. Порядок и беспорядок в природе: Пер. с англ. — М.: Мир, 1987. — 224 с.
6. The success of new material // Mannesmann Rohr. Reprint from «Report». — Issue S28/29. — 5 p.
7. 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 (28-30th Sept., 1994). — Böhler Welding, Special Edition, 1994. — 11 p.
8. Current and future use of the 9% Cr Steel X10 CrMoVNb 91 for power plant applications / W. Arnsward, B. Kempkes, G. Wellnitz, M. Zschau // VGB Kraftwerkstechnik. Separate print from English issue. — 1994. — 73, № 3. — P. 203-208.
9. Hemhoffer K., Jakobova A. Properties of welded joints in 9% Cr creep resistant steel // Zvaranie-Svarovani (Welding). — 1999. — 48, № 11. — P. 106-108.
10. Zeman M., Brozda J., Pasternak J. Ocena spawalnosci stali HCM12A przeznaczonej na elementy kotlow energetycznych

pracujace przy parametrach nadkrytycznych // Przegląd Spawalnictwa. — 1999. — 71, Nr.6. — S. 1-7.

11. Bendick W., Haarmann K., Richter H. Die Anwendung austenitischer Rohrwerkstoffe im Kraftwerksbau // VGB Kraftwerkstechnik. — 1993. — 73, № 12. — S. 1062-1069.
12. Use of P91 in Europe and overseas / W. Bendick, K. Ullmann, K. Harmann, M. Zschau // ASME joint intern. power generation conf., Phoenix, Az. 2-6 Oct., 1994. — ASME, 94-IPGC-PWR-35, 1994. — 6 p.
13. 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.
14. Организация горения в низкотемпературной камере сгорания ГТУ АЛ-13СТ / В. М. Чепкин, Е. Ю. Марчуков, В. В. Куррик, С. А. Федоров // Газотурбинные технологии. — 1999. — № 2. — С. 14-17.
15. 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.
16. Герман С. И. Электродуговая сварка теплоустойчивых сталей перлитного класса. — М.: Mashgiz, 1963. — 216 с.
17. Землин В. Н., Френкель Л. Д. Сварные конструкции паровых и газовых турбин. — М.: Mashgiz, 1962. — 224 с.
18. ASME Boiler and pressure vessel code. Section IX. — 1993.
19. Einsatz des Stahles X10 CrMoVNb 9 1 im Rahmen von Anlagenertüchtigungen / В. Hahn, V. Baumhoff, K. Peters, M. Zschau // VGB Kraftwerkstechnik. — 1997. — 77, № 3. — S. 214-220.
20. Инструкция по ручной электродуговой сварке труб из углеродистых и низколегированных сталей. — М.: Огранэнергострой, 1967. — 103 с.
21. Петров Г. Л., Землин В. Н., Гонсеровский Ф. Г. Сварка жаропрочных нержавеющей сталей. — М.: Mashgiz, 1963. — 248 с.
22. Смит М. К. Основы физики металлов. — М.: Металлургия, 1962. — 456 с.
23. Хашиков П. Пластическая деформация металлов. — М.: Мир, 1972. — 408 с.
24. Josefsson B., Nilsson J.-O., Wilson A. Phase transformation in duplex stainless steels and relation between continuous cooling and isothermal treatment // Conf. «Duplex Stainless Steels'91», 28-30 Oct., 1991, Buaune, Burgogne. — 1991. — Vol. 1. — P. 67-78.
25. Guttman M. Intermediate temperature aging of duplex stainless steels // Ibid. — P. 79-92.
26. Refaimia A., Metauer G., Guantois M. Decomposition of delta ferrite in a Fe-22Cr-5Ni-3Mo-0.03C duplex stainless steel. A morphological and structural study // Ibid. — P. 119-126.
27. Koukal J., Schwarz D. Welding of steels for power engineering // Zvaranie. — 1998. — № 6. — P. 2-5.
28. Irving B. Welding offers utilities answer about new chromemoly steel // Welding J. — 2001. — 80, № 9. — P. 40-44.
29. Irving B. A promising Cr-Mo steel returns to american shores // Welding J. — 1991. — 70, № 12. — P. 35-40.
30. Kawasaki H., Toyooka T., Kimura M. High performance tube and pipe contributing to preservation of the global environment // Kawasaki Steel Tech. Rep. — 2001. — № 44. — P. 92-101.
31. Bellanca Ch., Infield J., Zschau M., Haarmann K. Experience with installation of new P91 secondary superheater outlet headers // Reprint from PVP — vol. 230: Stress classification, Robust methods and Elevated Temperature Design / Eds C. Bechtiv et al. — ASTM, 1992. Book N G00665. — P. 53-58.
32. 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.
33. Bergquist E.-L. Consumables and welding modified 9Cr-1Mo steel // Svetsaren. — 1999. — 54, № 1-2. — P. 22-25.

Features are considered of technical «re-equipment» of power units of thermal electric power stations over the last 20 years. Advances in this field can be made due to development and application of new complex-alloyed heat-resistant steels with high chromium content. Alloying influence on the phase composition, corrosion resistance, ageing processes, long-term strength and weldability of new high-chromium heat-resistant steels has been analyzed.

Поступила в редакцию 22.07.2003