

НОВЫЕ РАЗРАБОТКИ ДЛЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ МАРТЕНСИТНЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ

П. МЕЙИР, проф., Х. СЕРЬЯК (Ин-т материаловедения и сварки, Технологический ун-т, г. Грац, Австрия)

Посредством физического моделирования шва исследована ЗТВ новой марки стали системы $9\text{Cr}-3\text{W}-3\text{Co}-\text{VNb}$ с контролируемым добавлением бора и азота. После полного термического цикла сварки размер зерна первичного аустенита и структура реечного мартенсита идентичны исходному состоянию. Подавление образования мелкозернистой ЗТВ демонстрирует высокий потенциал новой стали в части снижения склонности соединений к образованию холодных трещин.

Ключевые слова: мартенситные стали, повреждение при ползучести, образование холодных трещин

Последние несколько десятилетий некоторые проекты в Японии, США и странах Европы были сосредоточены на разработке ферритно-мартенситных марок стали для высокотемпературных применений в теплоэнергетике [1–4]. Кроме того, большое внимание уделялось усовершенствованию существующих теплоустойчивых хромистых сталей. Ферритно-мартенситные стали преимущественно используют для толстостенных деталей благодаря их хорошим теплофизическим свойствам в отличие от аустенитных сталей или суперсплавов на основе никеля [5, 6.] В результате исследовательской деятельности было стандартизировано несколько теплоустойчивых мартенситных сталей таких, как P91, P92, E911 или P122, которые уже на протяжении десяти лет используются на электростанциях во всем мире.

Дуговая сварка является основной технологией соединения и ремонта деталей электростанций. Долговременные испытания на ползучесть крестообразных швов, а также эксплуатационный опыт на протяжении нескольких лет показали, что слабым местом при воздействии ползучести является узкая зона термического влияния (ЗТВ) свариваемой детали. 100 000 часовой предел ползучести сварной конструкции при температуре эксплуатации иногда уменьшается на 50 % по сравнению с пределом ползучести основного материала [7–9]. Мелкозернистая область ЗТВ, подпадающая под влияние пиковых температур, которые немного выше температуры превращения A_{c_3} (завершенная аустенизация) при сварке, наиболее склонна к образованию трещин при ползучести. Этот тип образования трещин класси-

фицируется по схеме, созданной Шулером и др. [10], как растрескивание IV типа. Образование трещин IV типа хорошо освещено в работах [11–13]. На сегодня образование трещин IV типа считается основной причиной выхода из строя сварных конструкций из ферритно-мартенситных сталей.

В данной работе исследуется плавка 9%-й хромистой стали в отношении предела прочности, особенностей металла ЗТВ и последствий для долговременного предела прочности свариваемых деталей.

Методика эксперимента. С помощью вакуумно-индукционной плавки было получено 20 кг исследуемой стали $9\text{Cr}-3\text{W}-3\text{Co}-\text{V}, \text{Nb}, \text{B}, \text{N}$. Химический состав опытной стали (NPM1) определяли с учетом работы [14], в которой изучены стали типа $9\text{Cr}-3\text{W}-3\text{Co}-\text{V}, \text{Nb}$ в Национальном институте материаловедения в Японии. Химический состав сплава NPM1 следующий, %: 0,074 C; 0,29 Si; 0,44 Mn; 0,009 P; 0,004 S; < 0,005 Al; 9,26 Cr; 0,06 Ni; 2,84 W; 2,95 Co; 0,21 V; 0,056 Nb; <0,005 Ti; 0,0120 B; 0,0130 N. Такой специальный баланс бора (0,012 %) и азота (0,013 %) должен был способствовать образованию мелкодисперсных насыщенных азотом MX частиц и предотвратить образование более крупных частиц нитрида бора. Для гомогенизации слитков NPM1 был подвергнут повторной ковке перед качественной термообработкой, которая включает аустенизацию при 1150 °C на протяжении 1 ч и закалку с последующим отпуском при 770 °C на протяжении 4 ч (табл. 1).

Для описания микроструктуры основного металла и ЗТВ была использована оптическая микроскопия. С помощью термомеханического симулятора Gleeble было выполнено физическое моделирование ЗТВ. Используемые термические циклы сварки характеризуются быстрым нагревом

Таблица 1. Параметры улучшающей термообработки исследуемой плавки NPM1 (охлаждающая среда—воздух)

Вид термообработки	Скорость нагрева, °С·ч ⁻¹	Температура, °С	Продолжительность выдержки, ч
Аустенизация	250	1150	1
Закалка с последующим отпуском	250	770	4

до пиковой температуры 1100 или 1200 °С, а характерное время охлаждения составляет $t_{8/5} = 22$ с ($t_{8/5}$ — время охлаждения между 800 и 500 °С). Микроструктурные исследования были выполнены в одном месте перед и после моделирования ЗТВ. Таким образом, намеченная область была маркирована отпечатками твердости, а моделирование ЗТВ было выполнено в атмосфере азота для того, чтобы предотвратить окисление площади поверхности образца.

Фазовые превращения во время характерного термического цикла сварки были исследованы с помощью дифракции рентгеновских лучей, используя высокомошное синхротронное излучение. Этот метод использовал для сталей Дж. Элмер. Описание этого метода и экспериментальной установки (рис. 1) в деталях представлено в работах [15–17]. Используемый термический цикл сварки предназначался для полного измельчения зерна, которое характеризуется скоростью нагрева $100 \text{ K}\cdot\text{с}^{-1}$ до пиковой температуры 1100 °С с характерной скоростью охлаждения $t_{8/5} = 40$ с.

Таблица 2. Параметры режима ВИГ сварки стали NPM1

Проход	Диаметр присадочного материала, мм	Ток, А	Напряжение, В	Скорость сварки, см·мин ⁻¹
1	2,0	100	11	8,0
2...3	2,0	165...180	12,5...13,5	8,0...12,0
4...32	2,4	180...190	12,0...13,5	8,0...12,0

Примечание. Тип тока — постоянный, полярность —.

Для того чтобы проверить результаты моделирования ЗТВ на Gleeble выполняли ВИГ сварку стали, используя присадочный материал на основе Ni (Nibas 70/20-IG). Параметры режима сварки приведены в табл. 2. Термообработка после сварки была выполнена при температуре 740 °С в течение 4 ч.

Результаты и обсуждение. Основной материал NPM1 демонстрирует отпущенную мартенситную микроструктуру (рис. 2). Выделившиеся фазы вдоль границ зерна первичного аустенита и границ реечного мартенсита были определены как карбиды, обогащенные хромом, карбонитриды, обогащенные ванадием и ниобием. Однородная микроструктура характеризуется зерном среднего размера 250 мкм.

Наблюдение за фазовыми превращениями во время термических циклов сварки с помощью дифракции рентгеновских лучей показало полную аустенизацию объемно-центрированной кубичес-

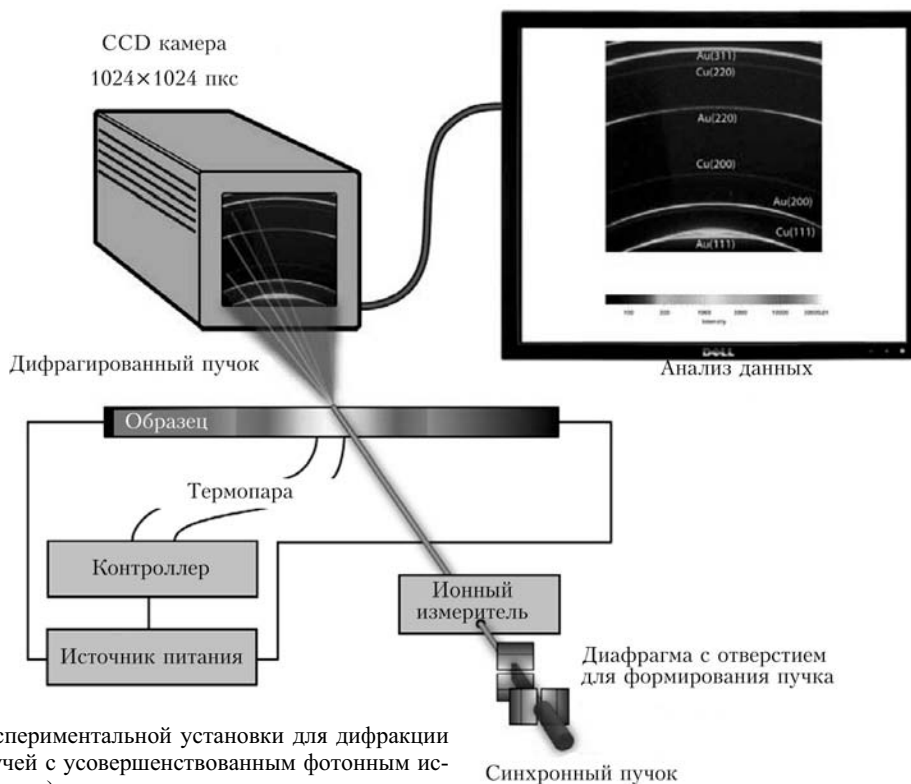


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для дифракции рентгеновских лучей с усовершенствованным фотонным источником (Дж. Элмер)

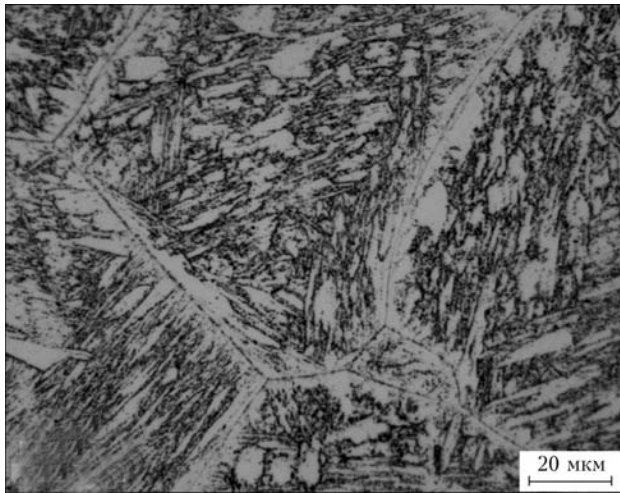


Рис. 2. Микроструктура стали NPM1

кой структуры (ОЦК) мартенсита отпуска и образование первичного мартенсита при охлаждении. На рис. 3 продемонстрирована последовательность фазовых превращений во время нагрева до пиковой температуры 1100 °С и последующее охлаждение.

Спектр дифракции рентгеновских лучей, записанный при температуре 1048 °С, демонстрирует только пики гранецентрированной кубической структуры (ГЦК) аустенитной фазы (рис. 4). Следовательно, можно утверждать, что термический цикл сварки 1100 °С полностью аустенизирует сталь. При охлаждении мартенситное превращение начиналось при температуре 430 °С.

Если нагрев до пиковой температуры 1100 °С традиционного ферритно-мартенситного класса сталей приводит к полному измельчению структуры зерна, NPM1 проявляет другие свойства. Исходные первичные зерна аустенита, наблюдаемые в основном материале, также можно наблюдать после моделирования ЗТВ. На рис. 5 представлены для сравнения микроструктуры металла ЗТВ стали NPM1 после выполнения опытного шва (рис. 5, а-з) и после моделирования термического цикла с пиковыми температурами 1100 и 1200 °С (рис. 5, е-з). При моделировании сохраняются не

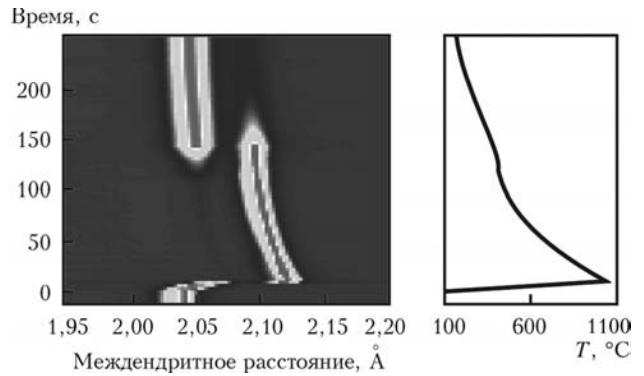


Рис. 3. Фазовые трансформации в стали NPM1 при характерном термическом цикле сварки. Полная аустенизация при нагреве следует за мартенситным превращением при охлаждении (значения междендритного расстояния: мартенсит отпущка ~2,03; аустенит ~2,13; мартенсит ~2,05)

только зерна первичного аустенита, но и можно обнаружить основную часть реечного мартенсита и реечных блоков после моделирования шва в их первичном виде. Это особая характеристика стали NPM1. Как было показано ранее, сталь проходит две полные фазы превращений в моделированных термических циклах сварки. Хотя наблюдалось некоторое формирование мелкой зернистости возле границ исходного первичного зерна аустенита, полное измельчение зерна не обнаружено. Подобные характеристики наблюдались при выполнении опытного шва. Макроструктура сварного соединения стали NPM1 представлена на рис. 6. Технология сварки привела к образованию ЗТВ шириной приблизительно 2 мм.

На микрофотоснимке ЗТВ (рис. 7) не обнаружено мелкозернистой области по всему участку ЗТВ.

Таким образом, пластина из новой 9Cr-3W-3Co-VNb исследуемой плавки со сбалансированным соотношением бора и азота была успешно изготовлена с помощью вакуумно-индукционной плавки иковки. Сталь NPM1 характеризуется отпущенной мартенситной микроструктурой с фазовыми осаднениями вдоль границ зерна первичного аустенита и границ реечного мартенсита. Средний размер зерна составляет 250 мкм. Фа-

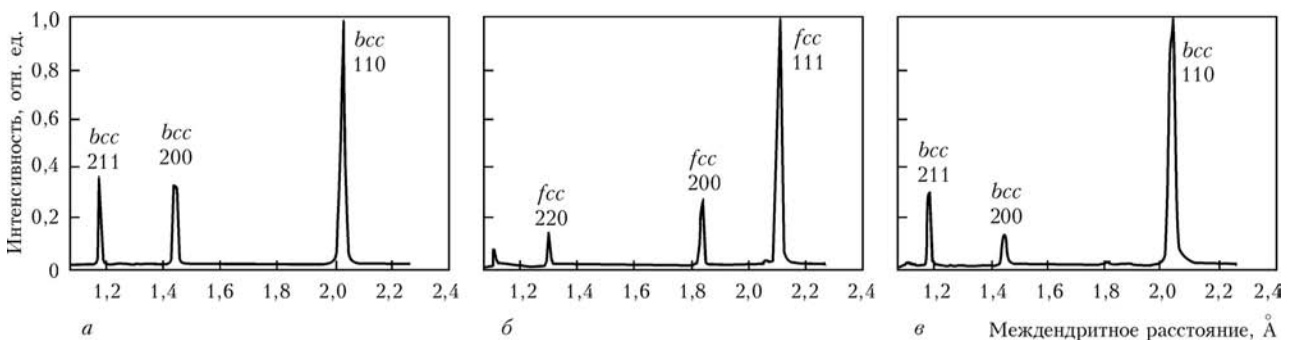


Рис. 4. Спектры дифракции рентгеновских лучей при различных температурах во время моделирования термических циклов сварки: а — $T = 21$ °С, ферритная микроструктура (слева — ОЦК пики); б — $T = 1048$ °С, присутствует только аустенит (в центре — ГЦК пики); в — $T = 27$ °С, после завершения термического цикла сварки, ОЦК пики, определяющие новообразованные мартенситные микроструктуры (справа)

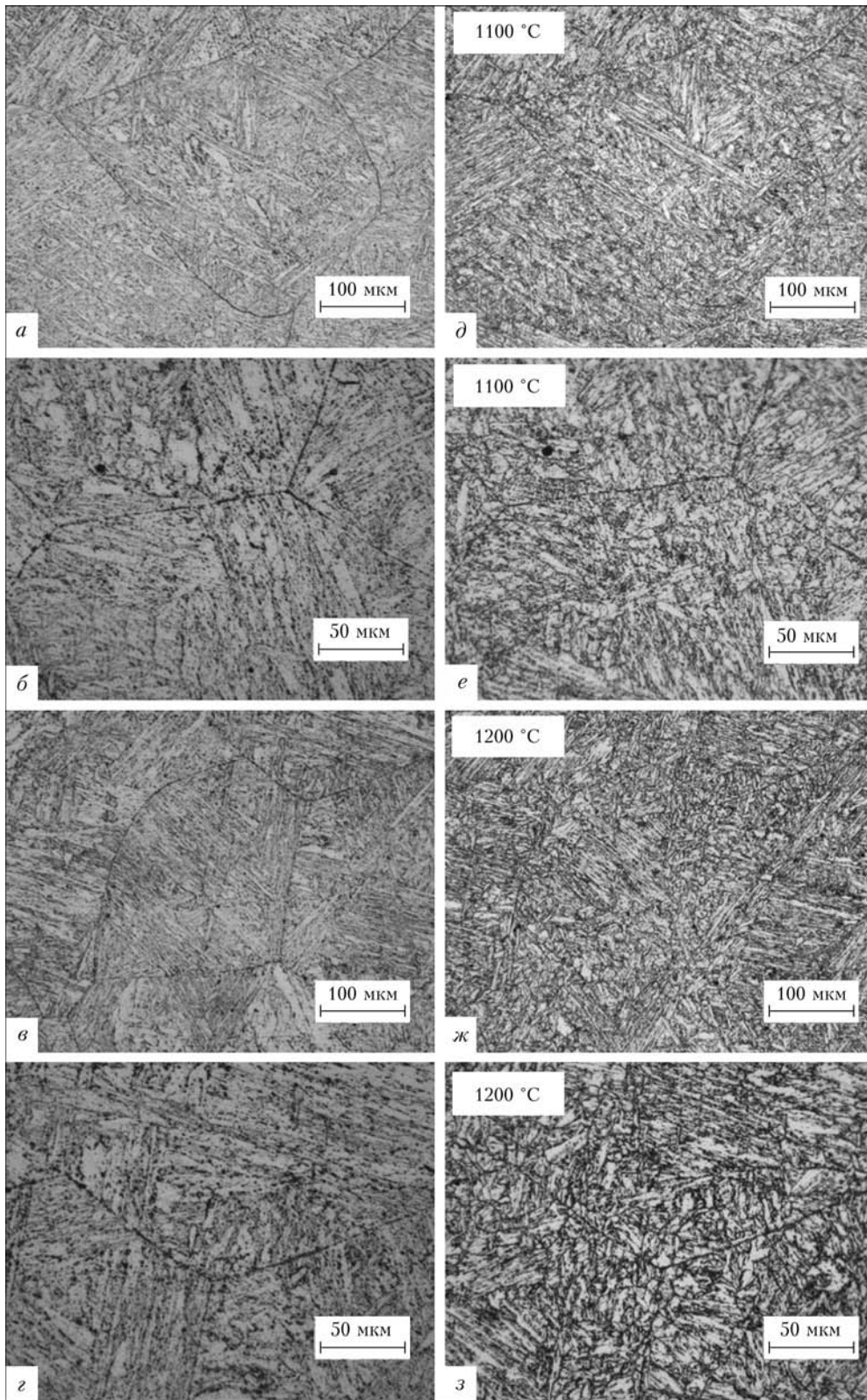


Рис. 5. Микроструктурные изменения в ЗТВ стали NPM1 после выполнения опытного шва (а–г) и моделирования (д–е)

зовые превращения во время характерных термических циклов сварки наблюдались при помощи дифракции рентгеновских лучей, используя синхротронное излучение. При температуре 1100 °C сталь оказалась полностью аустенитной. Несмотря на превращения во время термического

цикла, микроструктура металла после термического цикла сварки практически не изменяется. Сохраняются зерна первичного аустенита и блоки речного мартенсита начальной микроструктуры. В соединении стали после выполнения опытного шва способом ВИГ сварки в металле ЗТВ не на-

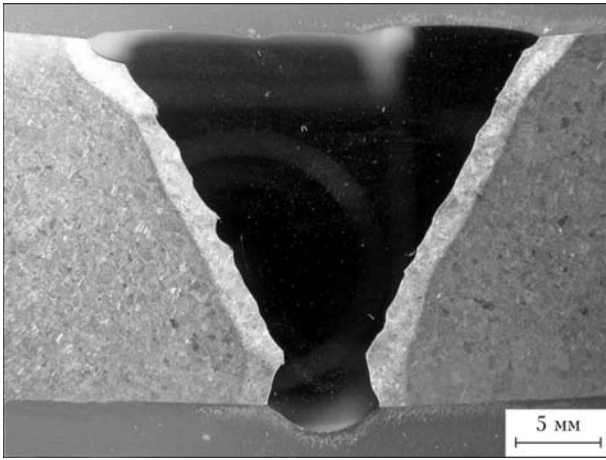


Рис. 6. Макроструктура сварного соединения стали NPM1, полученного с использованием присадки на основе никеля

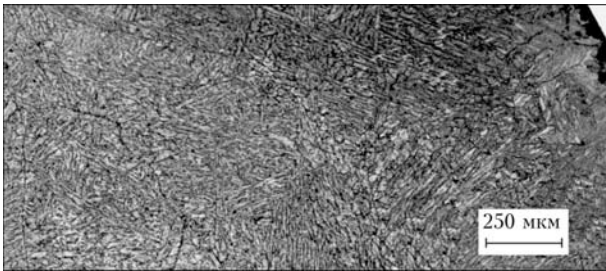


Рис. 7. Микроструктура металла ЗТВ стали NPM1 после выполнения опытного шва. Линия сплавления шва расположена также справа. Образование зоны перекристаллизации четко не наблюдается

блюдается образования однородной области мелкой зернистости.

Поскольку образование трещин IV типа в мартенситных сталях строго ограничено областью мелкозернистой структуры ЗТВ, эта сталь имеет высокий потенциал к подавлению образования трещин IV типа. Для крестообразных швов из NPM1 ожидается значительное улучшение предела ползучести и на данный момент для подтверждения выполняются долгосрочные испытания на ползучесть.

Выражаю благодарность д-ру Джону Элмеру и д-ру Тоду Палмеру за помощь в синхротронных исследованиях, д-ру Фуджио Абе из NIMS и его команде за ценные обсуждения, а также Австрийскому агентству за содействие исследований и финансовую поддержку.

HAZ of a new steel grade of the system 9Cr-3W-3Co-V-Nb with controlled adding of boron and nitrogen was investigated using physical simulation of a weld. After the complete thermal cycle of welding the size of grains of primary austenite and structure of lath martensite are identical to those in initial state. The suppression of fine-grained HAZ formation shows high potential of a new steel as for the reduce of tendency of joints towards cold cracks formation.

1. *Armor A. F., Viswanathan R.* Supercritical fossil steam plants: Operational issues and design needs for advanced plants // 4th Intern. conf. advances in materials technology for fossil power plants, Hilton Head Island, ASM International, 2005.
2. *U. S. program on materials technology for USC power plants / R. Viswanathan, J. F. Henry, J. Tanzosh et al.* // Ibid.
3. *Kern T. U., Wieghardt K., Kirchner H.* Material and design solutions for advanced steam power plants // Ibid.
4. *Masuyama F.* Alloy development and material issues with increasing steam temperature // Ibid.
5. *Blum R., Vanstone R. W., Messelier-Gouze C.* Materials development for boilers and steam turbines operating at 700 °C // Ibid.
6. *European collaborative evaluation of advanced boiler materials / M. Staubli, W. Bendick, J. Orr et al.* // Intern. conf. materials for advanced power engineering 1998, Liege, Forschungszentrum Juelich, 1998.
7. *Tabuchi M., Takahashi Y.* Evaluation of creep strength reduction factors for welded joints of modified 9Cr-1Mo steel (P91) // Pressure vessels and piping division conf., Vancouver, ASME, 2006.
8. *Takahashi Y., Tabuchi M.* Evaluation of creep strength reduction factors for welded joints of HCM12A (P122) // Ibid.
9. *Schubert J., Klenk A., Maile K.* Determination of weld strength factors for the creep rupture strength of welded joints // Intern. conf. creep and fracture in high temperature components — design & life assessment issues, London, DEStech Publ., 2005.
10. *Schuller H. J., Hagn L., Woitscheck A.* Risse im Schweißnahtbereich von Formstuecken aus Heißdampfleitungen — Werkstoffuntersuchungen // Der Maschinenschaden. — 1974. — 47(1). — P. 1-13.
11. *Middleton C. J., Metcalfe E.* A review of laboratory type IV cracking data in high chromium ferritic steels // Intern. conf. steam plants for the 1990's, London, IMechE, 1990.
12. *Ellis F. V., Viswanathan R.* Review of type IV cracking in piping welds // Intern. conf. integrity of high temperature welds, London, IOM, 1998.
13. *Francis J. A., Mazur W., Bhadeshia H. K. D. H.* Type IV cracking in ferritic power plant steels // Mater. Sci. Technol. — 2006. — 22(12). — P. 1387-1395.
14. *Abe F., Horiuchi T., Sawada K.* High-temperature annealing for maximization of dissolved boron in creep-resistant martensitic 9Cr steel // Materials Science Forum. — 2003. — 426-432. — P. 1393-1398.
15. *In situ observation of lattice expansion and transformation rates of α and β phases in Ti-6Al-4V / J. W. Elmer, T. A. Palmer, S. S. Babu, E. D. Specht* // Materials Sci. and Eng. — 2005. — 391. — P. 104-113.
16. *Kinetic modelling of phase transformations occurring in the HAZ of C-Mn steel welds based on direct observations / J. W. Elmer, T. A. Palmer, W. Zhang et al.* // Acta Materialia. — 2003. — 51. — P. 3333-3349.
17. *In situ observation of phase transformation and their effects in 9...12 % Cr steels during welding / P. Mayr, T. A. Palmer, J. W. Elmer, H. Cerjak* // Advanced Materials Research. — 2007. — 15-17. — P. 1014-1019.

Поступила в редакцию 04.04.2008